



**DÜŞÜK ALAŞIMLI BEYAZ DÖKME DEMİRLERLERDE FARKLI  
MATRİS VE KARBÜR MORFOLOJİLERİNİN AŞINMA VE TOKLUK  
ÖZELLİKLERİNE ETKİLERİ**

**Ruziye ÇAMKERTEN**

**DOKTORA TEZİ  
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANA BİLİM DALI**

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**OCAK 2024**

## ETİK BEYAN

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

- Tez içinde sunduğum verileri, bilgileri ve dökümanları 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.

Ruziye ÇAMKERTEN

04/01/2024

# DÜŞÜK ALAŞIMLI BEYAZ DÖKME DEMİRLERLERDE FARKLI MATRİS VE KARBÜR MORFOLOJİLERİNİN AŞINMA VE TOKLUK ÖZELLİKLERİNE

## ETKİLERİ

(Doktora Tezi)

Ruziye ÇAMKERTEN

GAZİ ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Ocak 2024

## ÖZET

Bu çalışmada, düşük alaşımlı beyaz dökme demirde (DABDD) farklı matris (perlitik, ferritik, ve ösferritik) yapıların ve karbür morfolojilerinin aşınma ve darbe tokluk özelliklerine etkileri incelenmiştir. Ferritik matris ve bu matriste dağılmış küreselleşmiş ötektoid karbürler, arakritik ve kritik altı farklı sıcaklıklar ve sürelerde uygulanan tavlama ısı işlemi ve ardından fırında soğutma ile elde edilmektedir. Farklı arakritik sıcaklık ve sürelerde izotermal tavlama işlemi sırasında, küreselleşmenin gerçekleştiği işlem penceresi (küreselleştirme veya işlem pencereleri olarak adlandırılır) oluşmaktadır. Bu küreselleşme pencereleri sabit arakritik sıcaklıklarında bekletme sırasında belirli bir zaman diliminde açılmakta ve kapanmaktadır. Küreselleştirme işlem pencerelerinin genişlikleri sıcaklığa ve zamana bağlı olarak değişiklik göstermekte ve artan ara kritik tavlama sıcaklıkları ile daralmaktadır. Yüksek ara kritik sıcaklıkta, küreselleştirme pencereleri içindeki küreselleştirme süresi, geleneksel kritik altı sıcaklıklardaki küreselleştirme süresinden (yaklaşık 6-12 saat) büyük ölçüde daha kısa sürede (yaklaşık 0,5 ila 3 saat) gerçekleşmektedir. Ayrıca perlit veya ayrılmış ötektoid dönüşüm (AÖD) tipinin belirlenmesinde ara kritik tavlama sıcaklık ve sürelerinin önemli bir rol oynadığı gözlemlenmektedir. DABDD’de ösferritik matris yapıyı oluşturmak için östemperleme ısı işlemi uygulanmıştır. Östemperlenmiş numunelerin metalografik incelemeleri, tipik ösferritik (östenit+ferrit) yapıların dökülmüş koşullardaki DABDD malzemesinin perlitik bölgelerinde oluştuğunu, ötektik karbür ağ yapısı ve morfolojisi ise fazla değişikliğe uğramadan korunduğunu göstermiştir. Küreselleştirilmiş numunelerin darbe testi sonuçları, ferritik matrisli küreselleştirilmiş DABDD’in darbe tokluğunun, perlit matrisli dökülmüş koşullardaki DABDD’lerin darbe tokluğuna göre yaklaşık olarak 3 ila 4 kat iyileştiğini göstermiştir. Tüm numuneler içerisinde en düşük aşınma direncini ferritik matrisli küselleştirilmiş DABDD’ler sergilemiştir. Östemperlenmiş numunelerin darbe testi sonuçları, ösferritik matrisli DABDD’nin, dökülmüş koşullardaki DABDD’e göre, neredeyse iki kat daha fazla darbe tokluğu değeri sergilediğini göstermiştir. Bu numunelerin aşınma direnci dökülmüş koşullardaki numunelere göre biraz daha yüksek olduğu belirlenmiştir.

Bilim Kodu : 91515  
Anahtar Kelimeler : Düşük alaşımlı beyaz dökme demir, östemperleme, küreselleştirme  
Sayfa Adedi : 155  
Danışman : Prof. Dr. Mehmet ERDOĞAN

# EFFECTS OF DIFFERENT MATRIX AND CARBIDE MORPHOLOGIES ON WEAR AND TOUGH PROPERTIES IN LOW ALLOY WHITE CAST IRONS

(Ph. D. Thesis)

Ruziye ÇAMKERTEN

GAZİ UNIVERSITY

GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCES

January 2024

## ABSTRACT

In this study, the effects of different matrix (pearlitic, ferritic, and ausferritic) structures and carbide morphologies on the wear and impact toughness properties of low alloy white cast iron (LAWCI) have been investigated. Ferritic matrix and spheroidized eutectoid carbides dispersed in this matrix are obtained by annealing heat treatment applied at different intercritical and subcritical temperatures and times, followed by cooling in the furnace. During the isothermal annealing process at different intercritical temperatures and times, the process window (called spheroidization or process windows) is formed where spheroidization takes place. These spheroidization windows open and close at a certain time period during holding at constant intercritical temperatures. The widths of the spheroidization process windows vary depending on temperature and time and narrow with increasing intercritical annealing temperatures. At the high intercritical temperature, the spheroidization time within the spheroidization windows is substantially shorter (about 0.5 to 3 hours) than the spheroidization time at conventional subcritical temperatures (about 6-12 hours). In addition, it is observed that the intercritical annealing temperatures and times play an important role in determining the type of pearlite or diversified eutectoid transformation (DET). Austempering heat treatment was applied to form the ausferritic matrix structure in LAWCI. Metallographic investigations of the austempered samples showed that typical ausferritic (austenite+ferrite) structures were formed in the pearlitic regions of the LAWCI material in cast conditions, while the eutectic carbide network structure and morphology were preserved without much change. Impact test results of the spheroidized samples showed that the impact toughness of spheroidized LAWCI with ferritic matrix improved approximately 3 to 4 times compared to the impact toughness of LAWCI in pearlite matrix cast conditions. The impact test results of the austempered specimens showed that the LAWCI with the ausferritic matrix exhibited almost twice the impact toughness value than the LAWCI in the cast conditions. The abrasion resistance of these samples was slightly higher than the samples in cast conditions.

Science Code : 91515  
Key Words : Low alloyed white cast iron, austempering, spheroidization  
Page Number : 155  
Supervisor : Prof. Dr. Mehmet ERDOĞAN

## TEŞEKKÜR

Doktora eğitim sürecime başladığım ilk günden bu güne kadar çalışmalarımın planlanması, yönlendirmesi ve zaman yönetimi dahil bu süreçte değerli zamanını sınırsız bir şekilde bana ayıran, bilgi ve akademik deneyimi ile her konuda yol gösteren ve hayattaki duruşu ile bana ışık olan, yolumu aydınlatan çok kıymetli hocam Prof. Dr. Mehmet ERDOĞAN'a, tez çalışmam boyunca pozitif düşünceleriyle bana her zaman destek olan akademik bilgi ve tecrübesini benimle paylaşan değerli katkıları sebebiyle çok değerli hocam Prof. Dr. Kadir KOCATEPE'ye tez izleme sürecinde kıymetli görüşlerini sunan saygıdeğer hocam Prof. Dr. Recep ÇALIN'a, bu süreçte maddi ve manevi desteğini esirgemeyen değerli arkadaşım Doç.Dr.Hanifi ÇİNİCİ'ye, birbirimizden desteğimizi esirgemediğimiz yol arkadaşlarım Arş. Gör. Burak NALÇACI ve Arş. Gör. Dr. Onur OKUR'a, deneyim ve bilgisini samimiyetle benimle paylaşan Doç.Dr. Volkan KILIÇLI'ya, JMatPro® yazılımı analizlerinde Dr. Öğr. Üy. Kemal DAVUT'a, metalografi çalışmalarında ve XR-D analizlerinde Öğr. Gör. Ömer ŞAHİN'e ve XR-D analizleri ve SEM görüntülerinin çekilmesinde Öğr. Gör. Damla Dilara ÇAKIL'a aşınma test çalışmalarımda Arş.Gör. Tolga YILMAZ'a deneysel çalışmalarımda fiziki koşulların beni zorladığı süreçlerde yardımlarını esirgemeyen, üniversitemiz Teknik Personeli olan yol arkadaşım Namık Kemal KILIÇ'a içtenlikle teşekkür ederim. Döküm işlemleri sürecinde bana koşulsuz destek veren Duduoğlu Çelik Döküm sahibi Mustafa DUDUOĞLU ve Selim DUDUOĞLU'na teşekkür ederim. Akademik çalışmalarına her türlü destek veren bütün gücünü ve emeğini çocuklarına adanmış olan sevgili annem Hatice ÇAMKERTEN'e ve üniversitemiz emekli personeli, bizi sevgiyle büyüten, fedakâr merhum babam Ünal ÇAMKERTEN'e sonsuz teşekkür ederim. Bu tez çalışması G.Ü. Bilimsel Araştırma Projeleri tarafından 07/2019-20 kodu ile desteklenmiştir.

## İÇİNDEKİLER

|                                                               | Sayfa |
|---------------------------------------------------------------|-------|
| ÖZET .....                                                    | iv    |
| ABSTRACT.....                                                 | v     |
| TEŞEKKÜR.....                                                 | vi    |
| İÇİNDEKİLER .....                                             | vii   |
| ÇİZELGELERİN LİSTESİ.....                                     | xii   |
| ŞEKİLLERİN LİSTESİ .....                                      | xiii  |
| RESİMLERİN LİSTESİ .....                                      | xvi   |
| SİMGELER VE KISALTMALAR.....                                  | xvii  |
| 1. GİRİŞ.....                                                 | 1     |
| 2. DÖKME DEMİRLER.....                                        | 5     |
| 2.1. Dökme Demirlerin Sınıflandırılması.....                  | 5     |
| 2.1.1. Beyaz dökme demir (BDD).....                           | 6     |
| 2.1.2. Gri dökme demir (GDD) .....                            | 7     |
| 2.1.3. Temper dökme demir (TDD).....                          | 8     |
| 2.1.4. Küresel grafitli dökme demir (KGDD) .....              | 9     |
| 2.1.5. Yüksek alaşımlı dökme demirler (YADD).....             | 10    |
| 3. BEYAZ DÖKME DEMİRLERİN SINIFLANDIRILMASI.....              | 11    |
| 3.1. Normal Beyaz Dökme Demir (NBDD).....                     | 12    |
| 3.2. Düşük Alaşımlı Beyaz Dökme Demirler (DABDD) .....        | 12    |
| 3.3. Yüksek Alaşımlı Beyaz Dökme Demir (YABDD) .....          | 13    |
| 3.4. Nikel-Krom (Ni-Cr) Beyaz Dökme Demirler (NKBDD) .....    | 13    |
| 3.5. Krom-Molibden (Cr-Mo) Beyaz Dökme Demirler (KMBDD) ..... | 13    |
| 3.6. Yüksek kromlu beyaz dökme demirler (YKBDD).....          | 14    |
| 3.6.1. YKBDD'in sınıfları .....                               | 14    |

|                                                                           |    |
|---------------------------------------------------------------------------|----|
| 4. DÖKME DEMİRLERDE ÖSTEMPERLEME ISIL İŞLEMİ .....                        | 15 |
| 4.1. Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirler (ÖKGDD) .....         | 15 |
| 4.1.1. Kompozisyon.....                                                   | 15 |
| 4.1.2. Sertleşebilirlik.....                                              | 16 |
| 4.2. KGDD' lerde Östemperleme Isıl İşlemi .....                           | 18 |
| 4.2.1. Östemperleme .....                                                 | 20 |
| 4.3. ÖKGDD'lerin Uygulamaları.....                                        | 22 |
| 4.4. Beyaz Dökme Demirlerde Östemperleme Isıl İşlemi .....                | 23 |
| 4.5. Düşük Alaşımli Beyaz Dökme Demirlerde Östemperleme Isıl İşlemi ..... | 24 |
| 5. KÜRESELLEŞTİRME .....                                                  | 27 |
| 5.1. Perlitin Küreselleşme Mekanizmaları .....                            | 28 |
| 5.1.1. Rayleigh pertürbasyon (kılcallık kaynaklı bozulma) teorisi.....    | 28 |
| 5.1.2. Termal oluk teorisi.....                                           | 29 |
| 5.1.3. Kusur göçü teorisi.....                                            | 30 |
| 5.2. Küreselleştirme Isıl İşlemi .....                                    | 31 |
| 5.2.1. Küreselleştirme ısı işlem yöntemleri .....                         | 32 |
| 5.3. Küreselleştirme Kinetiği .....                                       | 33 |
| 6. AŞINMA .....                                                           | 35 |
| 6.1. Aşınma Mekanizmaları .....                                           | 36 |
| 6.1.1. Adhezif aşınma .....                                               | 36 |
| 6.1.2. Abrasif aşınma.....                                                | 37 |
| 6.1.3. Yorulma aşınması .....                                             | 37 |
| 6.1.4. Korozyon aşınma .....                                              | 38 |
| 6.2. Aşınma test yöntemleri .....                                         | 39 |
| 6.2.1. Pin-on-disk Testi.....                                             | 39 |
| 6.2.2. Aşınma ölçüm yöntemleri .....                                      | 40 |



|                                                                                                                                                                         | <b>Sayfa</b> |
|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|--------------|
| 6.2.3. Ağırlık farkı yöntemi .....                                                                                                                                      | 41           |
| 6.3. Dökme Demirlerde Farklı Matrisli Yapıların Aşınma Özellikleri .....                                                                                                | 42           |
| 6.3.1. Aşınma testleri sırasında gerilim kaynaklı östenitten martensite dönüşüm (Transformation induced plasticity-TRIP) reaksiyonu.....                                | 45           |
| 7. BEYAZ DÖKME DEMİRLERDE DARBE TOKLUĞU .....                                                                                                                           | 53           |
| 8. MALZEME VE YÖNTEM .....                                                                                                                                              | 63           |
| 8.1. Malzeme .....                                                                                                                                                      | 63           |
| 8.2. Isıl İşlem Uygulamaları .....                                                                                                                                      | 63           |
| 8.2.1. Küreselleştirme Isıl İşlemleri .....                                                                                                                             | 63           |
| 8.2.2. Östemperleme ısı işlemleri .....                                                                                                                                 | 64           |
| 8.3. Malzeme Karakterizasyonu .....                                                                                                                                     | 65           |
| 8.4. Mekanik Testler .....                                                                                                                                              | 65           |
| 8.4.1. Mikro ve makro sertlik ölçümleri .....                                                                                                                           | 65           |
| 8.4.2. Darbe tokluk testi .....                                                                                                                                         | 66           |
| 8.4.3. Aşınma testi .....                                                                                                                                               | 66           |
| 9. SONUÇLAR VE TARTIŞMA .....                                                                                                                                           | 69           |
| 9.1. Mikroyapılar .....                                                                                                                                                 | 69           |
| 9.1.1. Dökülmüş koşullardaki DABDD'nin mikroyapısı .....                                                                                                                | 69           |
| 9.1.2. Küreselleştirilmiş mikroyapılar .....                                                                                                                            | 71           |
| 9.1.3. Ara kritik küreselleştirme tavlama (AKT) ve mikro yapılar .....                                                                                                  | 74           |
| 9.1.4. Sabit AKT sıcaklıklarında Ss-Sc bekletme süre aralığında oluşan mikroyapısal değişiklikler .....                                                                 | 78           |
| 9.1.5. Sabit AKT sıcaklıklarında Sc ve Ps arası bekletme süresinde oluşan mikroyapısal değişiklikler (Küreselleştirme işlem penceresi) .....                            | 80           |
| 9.1.6. Sabit AKT sıcaklıklarında Ps ve Pc arası bekletme süresinde oluşan mikroyapısal değişiklikler .....                                                              | 80           |
| 9.1.7. Farklı süreler için sabit AKT sıcaklıklarında bekletmenin ve ardından fırın soğutmanın ötektik karbür ağının çözünmesi ve morfolojisindeki değişime etkisi ..... | 84           |

|                                                                                                                                        | <b>Sayfa</b> |
|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|--------------|
| 9.1.8. Sabit kritik altı tavlama (KAT) sıcaklığında, farklı bekletme zamanlarında küreselleşme ve mikro yapılar. ....                  | 84           |
| 9.1.9. Östemperlenmiş mikroyapılar .....                                                                                               | 87           |
| 9.2. Darbe Tokluğu .....                                                                                                               | 91           |
| 9.2.1. Dökülmüş koşullardaki numunelerin darbe tokluğu .....                                                                           | 91           |
| 9.2.2. Küreselleştirilmiş numunelerin darbe tokluğu .....                                                                              | 93           |
| 9.2.3. Kısmen ve tamamen küreselleştirilmiş numunelerin darbe tokluğu .....                                                            | 98           |
| 9.2.4. Tamamen küreselleştirilmiş numunelerin darbe tokluğu (2. Aşama).....                                                            | 99           |
| 9.2.5. Kısmen küreselleştirilmiş numunelerin darbe tokluğu (İkincil kısmen küreselleştirilmiş-3.Aşama).....                            | 101          |
| 9.2.6. KAT tavlama ile küreselleştirilmiş numunelerin darbe tokluğu .....                                                              | 101          |
| 9.2.7. Östemperlenmiş numunelerin darbe tokluğu .....                                                                                  | 101          |
| 9.2.8. Dökülmüş, küreselleştirilmiş ve östemperlenmiş numunelerin darbe tokluk değerlerinin karşılaştırılması.....                     | 105          |
| 9.3. Aşındırıcı aşınma ağırlık kayıpları .....                                                                                         | 106          |
| 9.3.1. Dökülmüş koşullardaki numunelerin aşındırıcı aşınma ağırlık kayıpları. ....                                                     | 107          |
| 9.3.2. Küreselleştirilmiş numunelerin aşındırıcı aşınma ağırlık kayıpları .....                                                        | 108          |
| 9.3.3. Kısmen ve tamamen küreselleştirilmiş numunelerin aşındırıcı aşınma ağırlık kayıpları .....                                      | 108          |
| 9.3.4. Tamamen küreselleştirilmiş numunelerin aşındırıcı aşınma ağırlık kayıpları (2. Aşama).....                                      | 109          |
| 9.3.5. Kısmen küreselleştirilmiş numunelerin aşındırıcı aşınma ağırlık kayıpları (İkincil kısmen küreselleştirilmiş 3.Aşama) .....     | 109          |
| 9.3.6. KAT tavlama ile küreselleştirilmiş numunelerin aşındırıcı aşınma ağırlık kayıpları .....                                        | 110          |
| 9.3.7. Östemperlenmiş numunelerin aşındırıcı aşınma ağırlık kayıpları .....                                                            | 111          |
| 9.3.8. Dökülmüş, küreselleştirilmiş ve östemperlenmiş numunelerin aşındırıcı aşınma ağırlık kayıp değerlerinin karşılaştırılması ..... | 113          |
| 10. SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....                                                                                                          | 115          |
| KAYNAKLAR .....                                                                                                                        | 119          |

**Sayfa**

|               |     |
|---------------|-----|
| EKLER.....    | 139 |
| ÖZGEÇMİŞ..... | 154 |



## ÇİZELGELERİN LİSTESİ

| Çizelge                                                                                                                                                                                                                                                                                                                        | Sayfa |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-------|
| Çizelge 2.1. Tipik olarak alaşımlandırılmamış dökme demirlerin kimyasal kompozisyon aralıkları.....                                                                                                                                                                                                                            | 6     |
| Çizelge 3.1. ASTM A 532'ye göre aşınmaya dirençli dökme demirlerin kimyasal bileşimleri .....                                                                                                                                                                                                                                  | 11    |
| Çizelge 4.1. Tipik bir KGDD kompozisyonu .....                                                                                                                                                                                                                                                                                 | 16    |
| Çizelge 4.2. Karbon, silisyum ve ana alaşım elementlerinin östemperleme davranışına etkileri .....                                                                                                                                                                                                                             | 18    |
| Çizelge 6.1. Bazı tribolojik test düzneleri, test metodu standardı, ilgili aşınma prosesleri ve simüle edilen aşınma mekanizmaları .....                                                                                                                                                                                       | 39    |
| Çizelge 8.1. Deneysel çalışmalarda kullanılan DABDD bileşimi (Alaşım elementlerinin miktarı – % ağırlık) .....                                                                                                                                                                                                                 | 63    |
| Çizelge 8.2. Disk üzeri bilye (pin-on-disk) aşınma deney parametreleri .....                                                                                                                                                                                                                                                   | 67    |
| Çizelge 9.1. Dökülmüş koşullar, farklı AKT sıcaklık ve bekletme sürelerinde ve sabit KAT sıcaklığı ve farklı bekletme sürelerinde mikroyapı bileşenlerinin hacim oranlarındaki değişimler. ....                                                                                                                                | 72    |
| Çizelge 9.2. Farklı ara kritik küreselleştirme tavlama (AKT) ve sabit kritik altı küreselleştirme tavlama (KAT) sıcaklıklarındaki bekletme sürelerine bağlı olarak küreselleştirilmiş karbür ortalama çaplarındaki (D), karbürler arası parçacık mesafesindeki (s) ve alan başına karbür sayılarındaki (n) değişiklikler. .... | 73    |
| Çizelge 9.3. Östemperlenmiş tüm numunelerin metalografik incelemelerinin sonuçları (ortalama değerler $\pm$ %1) .....                                                                                                                                                                                                          | 88    |
| Çizelge 9.4. Küreselleştirilmiş tüm numunelerin darbe tokluğu ve sertlik test sonuçları (ortalama değerler $\pm$ %1) .....                                                                                                                                                                                                     | 94    |
| Çizelge 9.5. Dökülmüş koşullardaki ve farklı sürelerde ÖDABDD numunelerinin darbe tokluk ve sertlik değerleri.....                                                                                                                                                                                                             | 102   |
| Çizelge 9.6. Dökülmüş koşullar, AKT ve KAT sıcaklıklarında küreselleştirilmiş numunelerin ortalama aşınma ağırlık kayıpları ve sertlik değerleri (ortalama değerler $\pm$ %1) .....                                                                                                                                            | 106   |
| Çizelge 9.7. Dökülmüş koşullar ve 375 °C'de östemperlenen numunelerde östemperleme sürelerine bağlı olarak ortalama ağırlık kayıpları ve sertliklerdeki değişimler.....                                                                                                                                                        | 111   |

## ŞEKİLLERİN LİSTESİ

| Şekil                                                                                                                                                                                                                                            | Sayfa |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-------|
| Şekil 2.1. Demir alaşımlarında yaklaşık demir ve silisyum içerik aralıkları .                                                                                                                                                                    | 6     |
| Şekil 2.2. Yüksek alaşımlı dökme demirlerin sınıflandırılması                                                                                                                                                                                    | 10    |
| Şekil 4.1. Nikel bakır ve molibden içeriklerinin 350 °C’de perlit oluşturmada<br>östemperlenebilen maksimum çapa etkileri                                                                                                                        | 17    |
| Şekil 4.2. Östemperleme ısı işleminin şematik gösterimi                                                                                                                                                                                          | 19    |
| Şekil 4.3. ÖKGDD’ler ile su verme + temperleme ısı işlemleri uygulanmış KGDD’ler<br>ve ASTM standart KGDD’lerin çekme dayanımı-% uzama miktarlarının<br>karşılaştırılması                                                                        | 22    |
| Şekil 4.4. Mn miktarının işlem aralığı üzerine etkisinin şematik gösterimi                                                                                                                                                                       | 23    |
| Şekil 5.1. Rayleigh'in tek fiber kararsızlığı teorisinin şematik gösterimi                                                                                                                                                                       | 29    |
| Şekil 5.2. Termal Oluk teorisinin şematik gösterimi                                                                                                                                                                                              | 29    |
| Şekil 5.3. Lamelli yapıların kararsızlığı için Hata Göçü Teorisinin şematik gösterimi.                                                                                                                                                           | 31    |
| Şekil 5.4. Küreselleştirme için sıcaklık bölgesini gösteren demir-karbon ikili faz<br>diyagramı                                                                                                                                                  | 31    |
| Şekil 5.5. Sementiti küreselleştirmek için benimsenen tipik ısı işlem çalışmaları.<br>(Ac <sub>1</sub> ötektoid sıcaklığını temsil eder)                                                                                                         | 32    |
| Şekil 5.6. Perlit küreselleşmesinin şematik diyagramı                                                                                                                                                                                            | 33    |
| Şekil 6.1. Tribolojik sistem unsurlarının şematik temsili                                                                                                                                                                                        | 35    |
| Şekil 6.2. Adhezif aşınma mekanizmasının şematik gösterimi                                                                                                                                                                                       | 36    |
| Şekil 6.3. Abrasif aşınma mekanizmasının şematik gösterimi.                                                                                                                                                                                      | 37    |
| Şekil 6.4. Yüzey yorulmasında çatlak oluşumu ve ilerlemesi                                                                                                                                                                                       | 38    |
| Şekil 6.5. Korozif aşınma mekanizmasının şematik gösterimi                                                                                                                                                                                       | 39    |
| Şekil 6.6 Pin-on-disk test düzeneği                                                                                                                                                                                                              | 40    |
| Şekil 8.1. Dökülmüş koşullardaki DABDD'nin ötektoid ve ötektik karbürler<br>üzerinde EDS analizlerinin yapıldığı bölgeleri gösteren SEM mikrografı<br>(a), ötektik ve ötektoid karbürlerin EDS analizleri (b) ve X-ışını kırınım<br>grafığı (c). | 70    |
| Şekil 9.2. Sabit AKT ve KAT tavlama sıcaklıklarında Ss ve Pc süre aralıkları<br>arasındaki mikroyapısal değişimler.                                                                                                                              | 75    |

| Şekil                                                                                                                                                                                                                                                       | Sayfa |
|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-------|
| Şekil 9.3. 870 0C AKT sıcaklığında farklı sürelerde tavllanmış (Ss-Pc süre aralığı) ve ardından oda sıcaklığına fırında soğutulmuş numunelerdeki (a,b,c,d,e) bekletme sürelerine bağlı mikroyapısal değişimi gösteren X5000 büyütmede SEM görüntüleri.....  | 76    |
| Şekil 9.4. 950 0C AKT sıcaklığında farklı sürelerde tavllanmış (Ss-Pc süre aralığı) ve ardından oda sıcaklığına fırında soğutulmuş numunelerdeki (a,b,c,d,e ) bekletme sürelerine bağlı mikroyapısal değişimi gösteren X5000 büyütmede SEM görüntüleri..... | 83    |
| Şekil 9.5. 755 0C KAT sıcaklığında farklı sürelerde küreselleştirilmiş numunelerin (a,b,c,d) X5000 büyütmede SEM görüntüleri.....                                                                                                                           | 86    |
| Şekil 9.6. Dökülmüş koşullardaki ve 60 dakika östemperlenmiş numunelerin XRD desenleri.....                                                                                                                                                                 | 87    |
| Şekil 9.7. Östemperleme süresi ile östenit karbon içeriği ve yüksek karbon östenit hacim oranı arasındaki ilişki. ....                                                                                                                                      | 91    |
| Şekil 9.8. Tavlama sıcaklıkları 755°C (a) , 870°C (b), 950°C (c) küreselleştirme süresi, alan başına karbür sayısı ve karbür parçacıkları arasındaki mesafe arasındaki ilişkiler.....                                                                       | 95    |
| Şekil 9.9. Tavlama sıcaklıkları, 755°C (a) , 870°C (b), 950°C (c) küreselleşme süresi, karbürlerin ortalama çapları ve sertlik arasındaki ilişkiler. ....                                                                                                   | 96    |
| Şekil 9.10. Tavlama sıcaklıkları, 755°C (a) , 870°C (b), 950°C (c) darbe tokluğu, alan başına karbür sayısı, karbür parçacıkları arası mesafe arasındaki ilişkiler. .                                                                                       | 97    |
| Şekil 9.11. Tavlama sıcaklıkları, 755°C (a) , 870°C (b), 950°C (c) darbe tokluğu, ortalama karbür çapı ve sertlik arasındaki ilişkiler .....                                                                                                                | 98    |
| Şekil 9.12. Östemperleme süreleri, darbe tokluğu ve sertlik arasındaki ilişki.....                                                                                                                                                                          | 102   |
| Şekil 9.13. Eşit koşullarda darbe testi uygulanmış tüm numunelerin (dökülmüş koşullar, küreselleştirilmiş ve östemperlenmiş) numunelerin darbe tokluk değerleri. ....                                                                                       | 106   |
| Şekil 9.14. Dökülmüş koşullar ve 870 °C (a) ve Dökülmüş koşullar ve 950 °C (b) tavlama sıcaklıklarında farklı sürelerde küreselleştirilmiş numunelerin aşındırıcı aşınma ağırlık kayıpları ve sertlikler arasındaki ilişki. ....                            | 110   |
| Şekil 8.15. Dökülmüş koşullar ve 755 °C tavlama sıcaklığında farklı sürelerde küreselleştirilmiş numunelerin aşındırıcı aşınma ağırlık kayıpları ve sertlikler arasındaki ilişki. ....                                                                      | 111   |
| Şekil 9.16. Dökülmüş koşullar ve farklı östemperleme sürelerinde, aşındırıcı ağırlık kayıpları ve sertlikler arasındaki ilişki. ....                                                                                                                        | 112   |

**Şekil****Sayfa**

|                                                                                                                                                                                                |     |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| Şekil 8.17. Eşit koşullarda aşındırıcı aşınma testleri uygulanmış tüm numunelerin (Küreselleştirilmiş, dökülmüş koşular ve östemperlenmiş) numunelerin aşındırıcı aşınma kayıp değerleri. .... | 114 |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|



## RESİMLERİN LİSTESİ

| Resim                                                                                                                          | Sayfa |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-------|
| Resim 2.1. BDD'nin mikro yapısı .....                                                                                          | 7     |
| Resim 1.2. Tavlanmış şartlardaki perlitik GDD. ....                                                                            | 8     |
| Resim 2.3. Tavlanmış şartlardaki ferritik TDD. ....                                                                            | 9     |
| Resim 2.4. Tavlanmış şartlarda ferritik KGDD. ....                                                                             | 10    |
| Resim 4.1. ÖDABDD numunelerinin östemperleme sürelerine göre optik mikro yapı görüntüleri.....                                 | 25    |
| Resim 4.2. ÖDABDD numunelerinin östemperleme sürelerine göre SEM görüntüleri. ....                                             | 25    |
| Resim 8.1. Aşınma deneylerinde kullanılan ASTM G99-05 UTS 10/20 model tribometre .....                                         | 67    |
| Resim 9.1. Döküm DABDD'nin a) 2500X büyütme, b) 10000X büyütmede SEM mikrografı.....                                           | 69    |
| Resim 9.2. Östemperleme sırasında gözlemlenen sürenin bir fonksiyonu olarak mikroyapısal değişikliklerin sırası. ....          | 88    |
| Resim 9.3. Dökülmüş koşullardaki DABDD.....                                                                                    | 92    |
| Resim 9.4. a ve b'de Dökülmüş koşullardaki DABDD ve 60 dakika östemperlenmiş DABDD numunelerin kırık yüzey mikroyapıları. .... | 104   |



## SİMGELER VE KISALTMALAR

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

| Simgeler     | Açıklamalar                                           |
|--------------|-------------------------------------------------------|
| $\Delta m$   | Ağırlık Kaybı                                         |
| $A_{c1}$     | Isıtma sırasında östenitin oluştuğu en düşük sıcaklık |
| $A_{c3}$     | Isıtma sırasında dönüşümünün tamamlandığı sıcaklık    |
| $C_{\gamma}$ | Kalıntı östenitin içerdiği karbon miktarı             |
| $D$          | Karbür ortalama çapı                                  |
| $\rho$       | Yoğunluk                                              |
| $D_{FE}$     | Demirin difüzyon katsayısı                            |
| $f_{\gamma}$ | Kalıntı östenit hacim oranı                           |
| $F$          | Aşınma yüzeyi                                         |
| $G$          | Gibbs serbest enerjisi                                |
| $M$          | Martensit fazı                                        |
| $M$          | Yükleme Ağırlığı                                      |
| $M_f$        | Martensitik dönüşüm bitiş sıcaklığı                   |
| $M_s$        | Atermal martensit dönüşüm başlangıç sıcaklığı         |
| $n$          | Birim alan başına düşen karbür sayısı                 |
| $P_c$        | Perlitin tamamlanması                                 |
| $P_s$        | Perlit başlangıcı                                     |
| $Q$          | Su verilmiş                                           |
| $R$          | Bağıl aşınma direnci                                  |
| $s$          | Aşınma yolu                                           |
| $s$          | Kayma yolu                                            |
| $s$          | Parçacıklar arası boşluk                              |
| $Sc$         | Küreselleşmenin tamamlanması                          |
| $S_s$        | Küreselleşme başlangıcı                               |
| $T$          | Kelvin veya Celsius cinsinden sıcaklık                |
| $T$          | Temperlenmiş                                          |
| $V_{FE}$     | Demir molar hacmi                                     |

**Simgeler****Açıklamalar**

|                             |                                      |
|-----------------------------|--------------------------------------|
| $V_{FE_3C}$                 | Sementit molar hacmi                 |
| $V_g$                       | Yükseklik kaybı                      |
| $W_a$                       | Aşınma oranı                         |
| $W_r$                       | Aşınma Direnci                       |
| $X_C$                       | Karbon mol oranı                     |
| $X_{FE}$                    | Demir mol oranı                      |
| $X_i$                       | Belirtilen elementin mol hacim oranı |
| $\alpha$                    | $\alpha$ -Ferrit fazı                |
| $\alpha_b$                  | Beynitik Ferrit                      |
| $\gamma$                    | Östenit fazı                         |
| $\gamma_d$                  | Dönüşmemiş Östenit                   |
| $\gamma_{KÖ} (\gamma_{RA})$ | Kalıntı östenit                      |
| $\gamma_o$                  | Östenit                              |
| $\gamma_{YK}$               | Yüksek Karbonlu Östenit              |
| $\delta$                    | $\delta$ -Ferrit fazı                |

**Kısaltmalar****Açıklamalar**

|              |                                                                       |
|--------------|-----------------------------------------------------------------------|
| <b>AK</b>    | Ara kritik                                                            |
| <b>AKT</b>   | Ara Kritik küreselleştirme tavlama                                    |
| <b>AÖD</b>   | Ayrılmış Ötektoid Dönüşüm                                             |
| <b>AR</b>    | Aşınmaya Dirençli                                                     |
| <b>BDD</b>   | Beyaz Dökme Demir                                                     |
| <b>CADI</b>  | Karbürlü Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demir                  |
| <b>CCT</b>   | Sürekli Soğuma Diyagramı                                              |
| <b>DABDD</b> | Düşük Alaşımli Beyaz Dökme Demir                                      |
| <b>DET</b>   | Diversed Eutectoid Transformation                                     |
| <b>EDS</b>   | Enerji Dispersiv Spektrum<br>(Enerji Dağıtıcı X-Işını Spektroskopisi) |
| <b>F</b>     | Fırında Soğutma                                                       |
| <b>FM</b>    | Ferritik Matris                                                       |
| <b>FÖM</b>   | Ferritik Ösferritik Matris                                            |

| <b>Kısaltmalar</b> | <b>Açıklamalar</b>                             |
|--------------------|------------------------------------------------|
| <b>FPM</b>         | Ferritik Perlitik Matris                       |
| <b>GDD</b>         | Gri Dökme Demir                                |
| <b>HiCr</b>        | Yüksek Kromlu                                  |
| <b>HMK</b>         | Hacim merkezli kübik                           |
| <b>HMT</b>         | Hacim merkezli tetragonal                      |
| <b>İBT</b>         | İzotermal beynitik tutma                       |
| <b>KAT</b>         | Kritik altı küreselleştirme tavlaması          |
| <b>KE</b>          | Karbon Eşdeğerliği                             |
| <b>KGDD</b>        | Küresel Grafitli Dökme Demir                   |
| <b>KMBDD</b>       | Krom Molibden Beyaz Dökme Demir                |
| <b>KÖ(AR)</b>      | Kalıntı östenit                                |
| <b>LC</b>          | Düşük Karbonlu                                 |
| <b>LGDD</b>        | Lamel Grafitli Dökme Demir                     |
| <b>M</b>           | Martensit                                      |
| <b>MC</b>          | Metal Karbür                                   |
| <b>MM</b>          | Martensitik Matris                             |
| <b>N</b>           | Normalizasyon                                  |
| <b>NBDD</b>        | Normal Beyaz Dökme Demir                       |
| <b>NKBDD</b>       | Nikel Krom Beyaz Dökme Demir                   |
| <b>OES</b>         | Optik Emisyon Spektrometresi                   |
| <b>ÖDABDD</b>      | Östempelenmiş Düşük Alaşımlı Beyaz Dökme Demir |
| <b>ÖKGDD</b>       | Östempelenmiş Küresel Grafitli Dökme Demir     |
| <b>ÖLGDD</b>       | Östempelenmiş Lamel Grafitli Dökme Demir       |
| <b>ÖM</b>          | Östenitik Matris                               |
| <b>ÖsM</b>         | Ösferritik Matris                              |
| <b>PLGDD</b>       | Perlitik Lamel Grafitli Dökme Demir            |
| <b>PM</b>          | Perlitik Matris                                |
| <b>PW</b>          | Proses Window (İşlem Aralığı)                  |
| <b>SEM</b>         | Taramalı Elektron Mikroskobu                   |
| <b>TDD</b>         | Temper Dökme Dökme Demir                       |
| <b>TRIP</b>        | Dönüşüm kaynaklı plastisite                    |
| <b>TRIP</b>        | Transformation Induced Plasticity              |

**Kısaltmalar****Açıklamalar****TTT**

Zaman Sıcaklık Dönüşüm Diyagramı

**X-RD**

X-ışını kırınımı

**YADD**

Yüksek Alaşımlı Dökme Demir

**YK**

Yüksek Kromlu

**YKBDD**

Yüksek Kromlu Beyaz Dökme Demir

**YMK**

Yüzey merkezli kübik

**YS**

Yağda Soğutma



## 1. GİRİŞ

Dökme demirler, genellikle ağırlıkça % 2 - 4 arasında karbon içeren demir alaşımlarıdır. Karbon içeriği ağırlıkça %2'nin altında olan demir alaşımları çelik olarak adlandırılır. Dökme demirdeki yüksek karbon miktarı, bu elementin ferrit ve/veya östenit içindeki çözünürlüğünü aşmaktadır. Fazla karbon, katılaşma sırasında oda sıcaklığına soğutma sırasında karbonca zengin bir fazın çökmesini teşvik eder ve bu faz bir karbür veya grafit olabilir. Bu nedenle, dökme demirlerin nihai yapısı, kimyasal bileşime ve katılaşma hızına bağlı olarak metalik bir matris ve karbür veya grafitten oluşur. Dökme demirler mikroyapılarına göre beyaz, gri, küresel ve benekli demirlerler olarak sınıflandırılırlar [1,2]

Dökme demirler, ötektik bir faz ile katılaşan heterojen alaşımlardır. Ana alaşım elementleri olarak Fe, C ve Si içerirler ve genellikle spesifik kimyasal ve mekanik özellikleri geliştirmek için Cr, Ni, Mn, Mo, Cu ve diğer elementleri içerirler [2,3].

Beyaz dökme demir (BDD), karbonun sadece karbür olarak bulunduğu dökme demir ailesinin tek üyesidir ve grafit içermediği için beyaz bir görünüme sahiptir. Farklı karbürlerin varlığı, BDD'leri son derece sert ve aşınmaya dirençli, ancak çok kırılgan yapar. BDD'ler, hem kuru hem de bulamaç olarak mineraller ve cevherler gibi malzemelerin ezilmesi, öğütülmesi ve işlenmesiyle ilgili uygulamalarda yaygın olarak kullanılmaktadır.

BDD'ler, normal, düşük alaşımlı ve yüksek alaşımlı beyaz dökme demirler olmak üzere üç sınıfa ayrılabilir [4]. Normal BDD'ler C, Si, Mn, P ve S dışında başka alaşım elementleri içermez. Düşük alaşımlı beyaz dökme demirlerde (DABDD) alaşım elementlerinin toplam kütle oranı %5'ten az iken yüksek alaşımlı beyaz dökme demirlerde bu oran %5'in üzerindedir.

BDD'lerin dökülmüş yapıları, bu dökme demirleri çok sert ve kırılgan yapan ve işlenmesini zorlaştıran büyük miktarda karbür içerir. Bu dökme demirler, yüksek sertlikleri nedeniyle aşınmaya dayanıklıdır ve aşınmaya dayanıklı bileşenler için geniş uygulamalar bulur [2,4].

Madencilik ve mineral endüstrilerindeki birçok bileşen, aşırı aşınma ve darbe koşullarına maruz kalır. Aşınmaya ve darbe ve kırılmaya karşı geliştirilmiş direnç sunan malzemelerin geliştirilmesi, bileşen ömrünün artmasına neden olabilir. Bu, daha sonra temel malzeme maliyetlerinde bir azalma, hizmet ömrünün uzatılması ile birlikte iyileştirilmiş verim ve üretim sağlayabilir.

Yüksek kromlu BDD'lerin fiyatı yüksek Cr içeriklerinden dolayı kaçınılmaz olarak daha yüksektir. Bu nedenle düşük maliyetli ancak darbe-aşınma dirençli DABDD'lerin geliştirilmesi, bütün dünyadaki araştırmacıların ilgisini çekmiştir [5–19].

Ötektik altı DABDD'lerin mikroyapıları, kimyasal bileşimlerine, katılma koşullarına ve uygulanan ısı işlemlere bağlı olarak oluşturulan östenit ve martensit veya perlit matrisinde ötektik karbür ağından oluşur. Bu yapı yüksek sertlik ve gelişmiş aşınma direnci sağladığından dolayı, DABDD malzemesi metalurji ve çimento endüstrilerinin yanı sıra aşınma direncinin önemli olduğu madencilik ve mineral işleme sektörlerinde kullanılmaktadır. İyi aşınma direncine ek olarak, bu malzemenin diğer avantajları, üretiminin kolay ve ekonomik olmasıdır. Ancak DABDD malzemelerinin yüksek sertliği darbe tokluğunu azalttığı için tokluğun önemli olduğu kullanım alanlarını sınırlandırmaktadır. Bu çalışmaların genel amacı, aşınma ve tokluk özelliklerini iyileştirmek olmuştur [5–22].

DABDD'lerin darbe dayanıklılığını iyileştirmeye yönelik çalışmalarda, karbürlerin morfolojisini iyileştirmeye odaklanılmıştır. DABDD'ler sıcak deforme edildiğinde karbür ağının kırıldığını bağımsız bloklar oluştuğunu ve bu yapının DABDD'nin sünekliğini artırdığını göstermiştir [14–17].

Alaşım modifikasyonu çalışmaları ile ötektik karbür ağlarının kırılarak bağımsız karbür blokların oluşturulması ve karbürlerin morfolojileri değiştirilerek tokluk özelliğinin iyileştirilmesine çalışılmıştır [7–10,19].

Isıl işlem çalışmaları ile [11, 20] matris yapı türleri değiştirilmiştir. Tokluğu iyileştirmek için yapılan bir başka çalışmada ise yeni geliştirilen BDD'nin içine çelik teller yerleştirme girişiminde bulunulmuştur [21]. Bütün bu çabaların amacı, darbe-aşınma şartlarında

BDD'lerin emniyetli kullanımından emin olmaya yönelik olmuştur. Bununla birlikte, bu girişimler darbe direncini iyileştirmede çok etkili olmamıştır.

Yakın geçmişte Erdoğan ve diğerleri, [22] BDD'lerin tokluğunu iyileştirmek için alternatif olarak, kimyasal bileşimi östemperleme için tasarlanmış DABDD malzemesinde, östemperleme ısı işlemi ile beynitik ferrit (asiküler ferrit) ve yüksek karbonlu östenitten (karbonla zenginleştirilmiş östenit veya yüksek karbonlu stabilize östenit) oluşan ösferrit adı verilen bir matris mikroyapı üretmişlerdir. Bu, literatürde ösferrit yapı üretmeye yönelik ilk girişim olmuştur. Bu çalışmanın sonuçları, yeni geliştirilen östemperlenmiş DBBDD'in (ÖDABDD) darbe tokluğunun, döküm koşullarında DABDD'den daha iyi olduğunu göstermiştir. Bu yeni geliştirilen ÖDABDD, östemperlenebilirliğe iyi tepki vermiştir. Ancak yüksek karbon içeriği (~%3.64) nedeniyle, matris yapısı karbürlerden (~%52) oluşmuş ve bu nedenle, tokluk özelliklerinde daha fazla iyileştirme elde edilememiştir. Bu çalışmanın bir diğer sonucu, ÖDABDD'in endüstriyel üretimi için işlem penceresinin zaman aralığının dar olmasıdır. Bu çalışmanın sonuçları dikkate alınarak östemperlenebilirlik ve tokluk özellikleri açısından C, Si ve Mn alaşım elementlerinin miktarlarının optimize edilmesi yeni bir araştırmanın gerekliliğini ortaya koyduğu düşünülmektedir.

Yapılan ön çalışmalar ve mevcut literatür ışığında, bu çalışma için tokluğu ve aşınma özelliklerini iyileştirmek için yeni bir DABDD malzemesi tasarlanmıştır. Ayrıca yeni geliştirilen ÖDABDD 'nin aşınma davranışını belirlemeye yönelik literatürdeki ilk girişimdir. Mevcut araştırmalar, ÖDABDD'deki aşındırıcı aşınma ve darbe tokluğu özelliklerini netleştirmiştir.





## 2. DÖKME DEMİRLER

Dökme demirler, demir alaşımı olmakla beraber özellikleri çok farklıdır ve bunların isimleri bu malzemelerin arzulanan şekillere katı durumda şekillendirmeden farklı olarak dökümle getirildiğini belirtmektedir. % 2'den genellikle de % 1'den az karbon içeren çeliklerden farklı olarak dökme demirler genel olarak yaklaşık % 2 - 4 C ve % 1 - 3 Si içerirler. Belirli özellikleri kontrol etmek ve değiştirmek için alaşım elementleri ilave edilir. Kimyasal kompozisyonun yanında özellikleri etkileyen diğer önemli faktörler, katılaşma işlemi, katılaşma hızı ve müteakip ısıtma işlemlerdir. Mükemmel döküm özelliği gösteren dökme demirler geniş bir dayanım ve sertlik aralığına sahiptirler ve çoğu durumlarda işlenmeleri kolaydır. Dökme demirler üstün sıcaklık ve korozyon direnci oluşturmak için alaşımlandırılırlar. Bunların yaygın olarak kullanılmalarının nedeni, öncelikle nispi olarak düşük maliyeti ve çok yönlü mühendislik özellikleridir. Yeni malzemelerin güçlü rekabetine rağmen, dökme demirlerin binlerce mühendislik uygulamaları için en uygun ve ekonomik malzeme olduğu ispatlanmıştır [23].

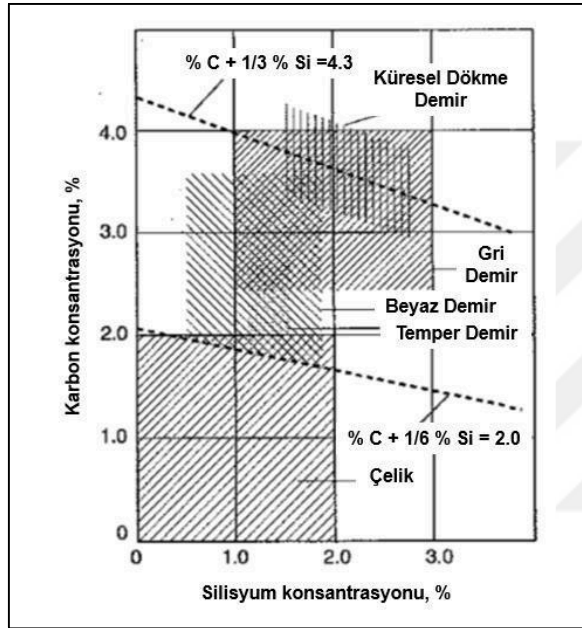
### 2.1. Dökme Demirlerin Sınıflandırılması

Dört temel tip dökme demir mikro yapılarındaki karbonun dağılımına göre birbirlerinden ayrılabilir. Kimyasal kompozisyonları üst üste geldiği için bunlar kimyasal analiz ile ayırt edilemezler. Bu temel metalurjik tipler, beyaz dökme demir, gri dökme demir, temper dökme demir ve küresel grafitli dökme demirdir. Yüksek alaşımlı dökme demirler dökme demirlerin beşinci tipini oluştururlar. Alaşımlandırılmamış tipik dökme demirlerin kimyasal kompozisyon aralıkları Çizelge 1.1'de verilmiş ve yaklaşık olarak karbon ve silisyum içerik aralıklarının çeliklerle karşılaştırılması Şekil 1.1'de gösterilmiştir [2]. Karbon ve silisyumun yapı üzerindeki birleşik etkisi genellikle karbon eşdeğeri (KE) ile dikkate alınır: [24]

$$KE = \% C + 0,3(\% Si) + 0,33(\% P) - 0,027(\% Mn) + 0,4(\% S) \quad (2.1)$$

Çizelge 2.1. Tipik olarak alaşımlandırılmamış dökme demirlerin kimyasal kompozisyon aralıkları [23].

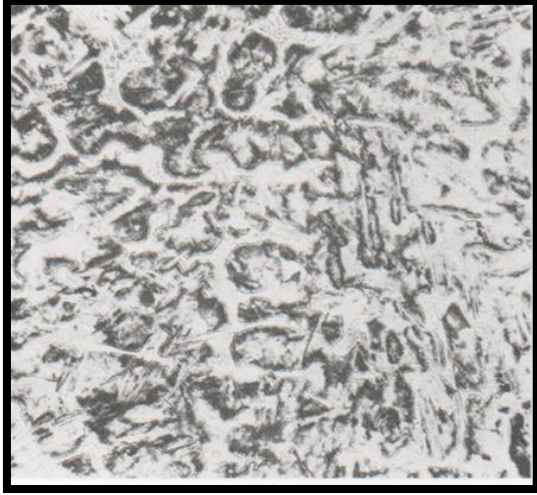
| Element  | Gri Dökme Demir<br>% | Beyaz Dökme Demir<br>% | Küresel Grafitli Dökme Demir<br>% |
|----------|----------------------|------------------------|-----------------------------------|
| Karbon   | 2,5–4,0              | 1,8–3,6                | 3,0–4,0                           |
| Silisyum | 1,0–3,0              | 0,5–1,9                | 1,8–2,8                           |
| Mangan   | 0,25–1,0             | 0,25–0,8               | 0,10–1,00                         |
| Kükürt   | 0,02–0,25            | 0,06–0,20              | 0,03 mak                          |
| Fosfor   | 0,05–1,0             | 0,06–0,18              | 0,10 mak                          |



Şekil 2.1. Demir alaşımlarında yaklaşık demir ve silisyum içerik aralıkları[25] .

### 2.1.1. Beyaz dökme demir (BDD)

Beyaz dökme demir kimyasal kompozisyon (Çizelge 2.1) ve yeterli soğuma hızı gerçekleştiğinde oluşmaktadır. BDD'de ergiyikteki karbon demirle birleşerek sert, gevrek bileşik olan demir karbür veya sementit olarak oluşur (Resim 2.1). BDD'deki demir karbür veya sementit varlığı sertlik ve kırılabilirliği artırır. BDD'de kırılma, demir karbür plakalar boyunca meydana geldiği için kırılma yüzeyi beyaz, kristalli bir görünüm sergiler. Bu sonuç yarı kararlı katılaşmadan ( $\text{Fe}_3\text{C}$  ötektik) kaynaklanır. Beyaz dökme demirler yüksek basma ve mükemmel aşınma direncine sahiptirler [23,24].

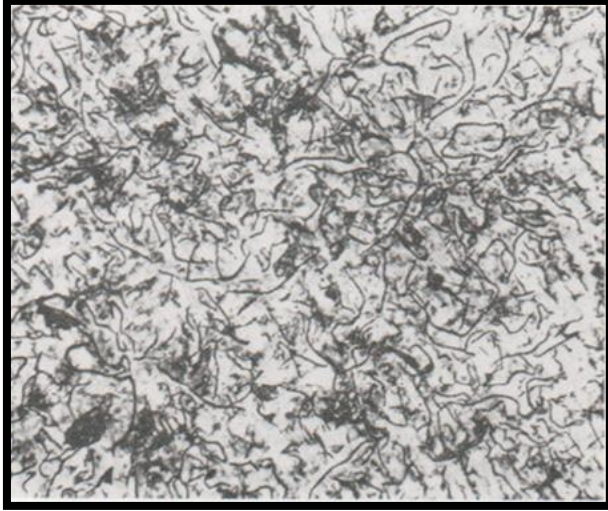


Resim 2.1. BDD'nin mikro yapısı, beyaz bölgeler demir karbürdür. Gri alanlar belirgin olarak açığa çıkmamış perlitir. (Dağlayacı: % 2 Nital; Büyütme:X 100) [23].

### 2.1.2. Gri dökme demir (GDD)

GDD'ler genellikle %2,5 - 4 C, %1 - 3 Si ve istenen mikro yapıya bağlı olarak mangan ilaveleri içerirler (ferritik gri dökme demirlerde Mn % 0,1 kadar düşük ve perlitiklerde %1,2 kadar yüksek). Kükürt ve fosfor ise eser miktarlarda bulunur.

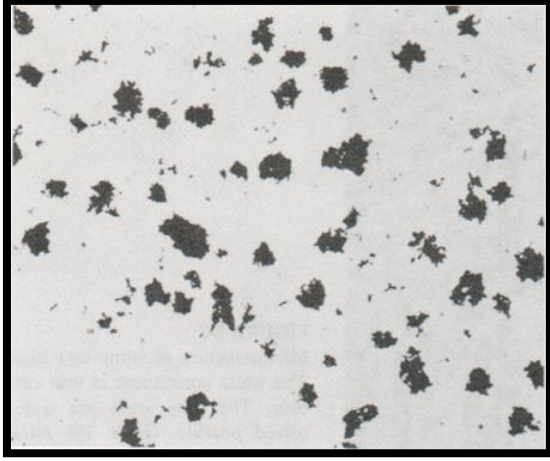
Kimyasal kompozisyon GDD aralığında (Çizelge 2.1) ve soğuma hızı uygun ise sıvı dökme demirdeki karbon katılaşma sırasında grafit lamelleri oluşturur (Resim 2.2). GDD'ler sıvı durumdaki dökme demir alaşımlarının en akışkanıdır. Bu özelliği karmaşık ve ince kesitli parçaların üretimini kolaylaştırmaktadır. GDD'de kırılma, grafit plakalar (pullar) boyunca meydana geldiği için kırılma yüzeyi gri bir görünüm sergiler. Bu sonuç kararlı katılaşmadan (Grafit ötektik) kaynaklanır [23,24].



Resim 2.2. Tavlanmış şartlardaki perlitik GDD. Yapı grafit lamelleri koyu dağlanmış olarak göstermektedir. (Dağlayacı: % 2 Nital; Büyütme: X 100) [23].

### 2.1.3. Temper dökme demir (TDD)

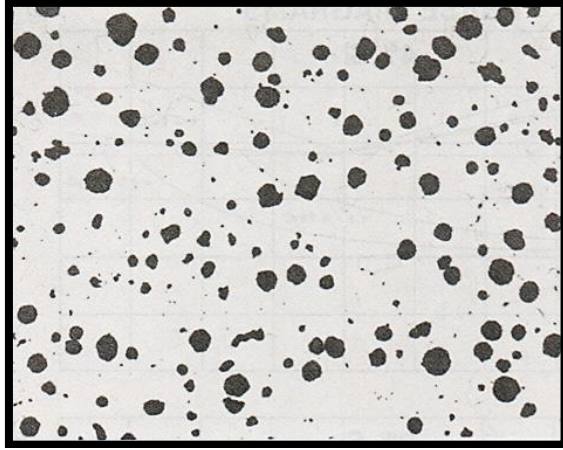
TDD'lerde karbonun çoğu, GDD olduğu gibi pullar yerine düzensiz şekilli grafit nodülleri veya KGDD'de olduğu gibi rozetçikler (küçük grafit kürecikler) şeklindedir (Resim 2.3). TDD üretimine önce uygun kompozisyondaki dökme demirin BDD olarak dökülmesi ile başlanır. Daha sonra temperleme olarak adlandırılan tavlama işlemi uygulanır. Bu işlem sırasında grafitler çekirdeklenir ve nodüller oluşturmak üzere BDD sementitinden büyür. TDD'deki bu grafit formu, ısıl işlem sırasında katı halde olduğu için temper karbon olarak adlandırılır. TDD'de tavlama ısıl işlemini değiştirmekle çok geniş bir aralıkta özellikler elde edilebilir. Buna karşın TDD üretiminde ilk olarak BDD üretmek amacıyla hızlı soğutma gerekliliği, kalın kesitlerin daha yavaş soğuması nedeniyle TDD kalınlığını sınırlamaktadır[23,24].



Resim 2.3. Tavlanmış şartlardaki ferritik TDD. Yapı ferritik matriste düzensiz şekilli grafit nodüllerini göstermektedir. (Dağlayacı: % 2 Nital; Büyütme: X 100) [23].

#### 2.1.4. Küresel grafitli dökme demir (KGDD)

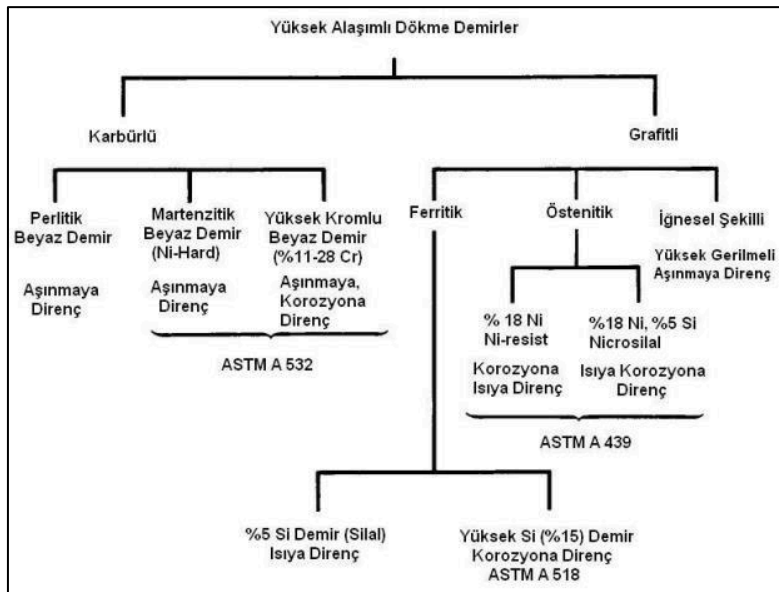
KGDD'in kimyasal kompozisyonu GDD'e benzer. Ancak, kükürt ve fosfor gibi elementlerin miktarları çok azdır. KGDD'de ötektik grafit, katılaşma sırasında ergimiş dökme demirden ötektik grafitin GDD'deki ayrılmasına benzer şekilde ayrılır. Bununla birlikte, dökümden önce ergimiş dökme demire katılan katkı maddeleri nedeniyle, grafit, GDD'in karakteristik formlarından herhangi birinin pulları yerine küreler halinde büyür. Tavlanmış şartlardaki KGDD'in yapısı Resim 2.4'te gösterilmiştir. Küresel grafit içeren KGDD'ler, GDD'ler veya TDD'lerden çok daha dayanıklıdırlar ve daha yüksek uzama özelliklerine sahiptirler. KGDD, küresel grafitin benzersiz özellikler kazandırdığı doğal bir kompozit olarak kabul edilebilir. KGDD'lerde döküm için TDD'lerin aksine ince veya kalın kesit döküm sınırlaması bulunmamaktadır [23,24] .



Resim 2.4. Tavlانmış şartlarda feritik KGDD. Yapı ferritik matriste düzenli küresel grafitleri koyu dağlanmış oluşum olarak göstermektedir. (Dağlayıcı: % 2 Nital; Büyütme: X 100) [23].

### 2.1.5. Yüksek alaşımlı dökme demirler (YADD)

Yüksek alaşımlı dökme demirler (YADD) ayrı olarak gruplandırılmıştır. Çünkü bunların aşınma, ısı ve korozyon dirençleri gibi belirli özellikleri alaşımsız ve az alaşımlı diğer dökme demirlerden oldukça farklıdır. Alaşımlı dökme demirler genellikle kimyasal kompozisyonlarıyla tanımlanırlar. Ancak bu tanımlamalar mekanik özellik isteklerini de içerebilir [23]. Yüksek alaşımlı dökme demirlerin sınıflandırılması Şekil 2.2’de verilmiştir[24,26].



Şekil 2.2. Yüksek alaşımlı dökme demirlerin sınıflandırılması[24,26].

### 3. BEYAZ DÖKME DEMİRLERİN SINIFLANDIRILMASI

BDD, karbonun sadece karbür olarak bulunduğu dökme demir ailesinin tek üyesidir. Grafit içermediği için beyaz bir görünüme sahiptir. BDD'lerdeki büyük miktardaki farklı karbürlerin varlığı bu malzemeleri son derece sert ve aşınmaya dirençli hale getirirken, aynı zamanda kırılabilirliği de artırmaktadır. Bu dökme demirler, aşınmaya dayanıklılık gerektiren bileşenler için geniş uygulama alanları bulur [2,4]. Beyaz dökme demir üç sınıfa ayrılabilir [4] :

- Normal beyaz dökme demir – bu dökme demir C, Si, Mn, P ve S içerir, başka alaşım elementleri içermezler.
- Düşük alaşımlı beyaz dökme demir – alaşım elementlerinin toplam kütle oranı % 5'ten azdır
- Yüksek alaşımlı beyaz dökme demir – alaşım elementlerinin toplam kütle oranı % 5'ten fazladır

ASTM tanımlamaları A532, aşınma direnci uygulamaları için kullanılan beyaz dökme demir sınıflarının kimyasal bileşimini ve sertliğini kapsar. ASTM A 532'ye göre aşınmaya dirençli dökme demirlerin kimyasal bileşimleri Çizelge 3.1'de verilmiştir. Sınıf I, Ni-Cr beyaz dökme demirlerdir, Sınıf II ve III ise yüksek kromlu beyaz dökme demir alaşımlarıdır [27].

Çizelge 3.1. ASTM A 532'ye göre aşınmaya dirençli dökme demirlerin kimyasal bileşimleri [27].

| Sınıf | Tip | Sembol        | Kimyasal Bileşim, % |           |          |          |           |              |
|-------|-----|---------------|---------------------|-----------|----------|----------|-----------|--------------|
|       |     |               | C                   | Mn        | Si       | Ni       | Cr        | Mo           |
| I     | A   | Ni-Cr-HC      | 3,0–3,60            | 1,30 max  | 0,80 max | 3,30–5,0 | 1,40–4,0  | 1,0 max (a)  |
| I     | B   | Ni-Cr-LC      | 2,50–3,0            | 1,30 max  | 0,80 max | 3,30–5,0 | 1,40–4,0  | 1,0 max (a)  |
| I     | C   | Ni-Cr-GB      | 2,90–3,70           | 1,30 max  | 0,80 max | 2,70–4,0 | 1,10–1,50 | 1,0 max (a)  |
| I     | D   | Ni-HiCr       | 2,50–3,60           | 1,30 max  | 1,0–2,20 | 5,0–7,0  | 7,0–11,0  | 1,0 max (b)  |
| II    | A   | % 12 Cr       | 2,8                 | 0,50–1,50 | 1,0 max  | 0,50 max | 11,0–14,0 | 0,50–1,0 (c) |
| II    | B   | % 15 Cr-Mo-LC | 2,40–2,80           |           | 1,0 max  | 0,50 max | 14,0–18,0 | 1,0–3,0 (c)  |

Çizelge 3.1. (devam) ASTM A 532'ye göre aşınmaya dirençli dökme demirlerin kimyasal bileşimleri [27].

|     |   |               |           |           |         |          |           |               |
|-----|---|---------------|-----------|-----------|---------|----------|-----------|---------------|
| II  | C | % 15 Cr-Mo-HC | 2,80-3,60 | 0,50-1,50 | 1,0 max | 0,50 max | 14,0-18,0 | 2,30-3,50 (c) |
| II  | D | % 20 Cr-Mo-LC | 2,0-2,60  | 0,50-1,50 | 1,0 max | 1,50 max | 18,0-23,0 | 1,50 max (c)  |
| II  | E | % 20 Cr-Mo-HC | 2,60-3,20 | 0,50-1,50 | 1,0 max | 1,50 max | 18,0-23,0 | 1,0-2,0 (c)   |
| III | A | % 25 Cr       | 2,30-3,0  | 0,50-1,50 | 1,0 max | 1,50 max | 23,0-28,0 | 1,50 max (c)  |

- (a) : Max. % 0,30 P, % 0,15 S LC : Düşük karbonlu  
(b) : Max. % 0,10 P, % 0,06 S, % 1,2 Cu HiCr :Yüksek kromlu  
(c) : Max. % 0,10 P, % 0,06 S, % 1,2 Cu HC :Yüksek karbonlu

### 3.1. Normal Beyaz Dökme Demir (NBDD)

Yüzyıllardır üretimi yapılan BDD, düşük karbon ve silisyumun dışında herhangi bir alaşım elementi içermeyen alaşımsız dökme demirdir [28]. NBDD'in yapısı serbest grafit içermeyen sert kırılğan demir karbürlere sahiptir. Bu dökme demirler, esas olarak mühendislikte aşağıdaki uygulamalar için kullanılır [29]:

- Özellikle yüksek aşınmaya direnç gereksinimleri olmayan döküm parçalar için.
- Temper dökme demir üretimi için beyaz dökme demir.

Aşınma direncinde iyileştirme karbür miktarını artıran yüksek karbon ve düşük silisyum içerikleri ile sağlanır. Bununla birlikte, temper dökme demirin üretildiği beyaz dökme demirlerde, tavlama işlemi sırasında grafitleşmeyi hızlandırmak ve elde edilen grafitin morfolojisini iyileştirmek için, karbon içeriği düşürülürken silisyum içeriği artırılır [4,28] .

### 3.2. Düşük Alaşımlı Beyaz Dökme Demirler (DABDD)

Ötektik altı DABDD'lerde alaşım elementlerinin toplam kütle oranı % 5'ten azdır. Alaşım elementlerinin işlevleri, karbürlerin mikrosertliğini artırmak, matrisi güçlendirmek ve aşınmayı daha da iyileştirmektir. Normalde kullanılan alaşım elementleri arasında Cr, Ni, Mo, Cu, V, Ti ve B bulunur. Normal olarak, DABDD için, "beyaz" bir yapının elde edilmesini sağlamak için silisyum (Si) içeriği daha düşüktür (genellikle ağırlıkça Si = %



0.4 - 1.2, bu durumda karbon içeriği aralığı daha geniştir ve genellikle ağırlıkça  $C = 2,4 - \%3,6$ 'dır [28].

### 3.3. Yüksek Alaşımli Beyaz Dökme Demir (YABDD)

YABDD'ler,  $\%15$  Cr- $\%3$  Mo ve ağırlıkça  $\%23-28$  Cr'den oluşan tipik bileşimlere ve aşınma direnci ile tokluğun üstün bir kombinasyonuna sahiptir. Kullanılan alaşım elementlerinin tipine göre yüksek alaşımli beyaz dökme demir üç sisteme ayrılabilir [4,28,29]:

- Nikel-krom (Ni-Cr) beyaz dökme demirler
- Krom-molibden (Cr-Mo) beyaz dökme demirler
- Yüksek kromlu beyaz dökme demirler

### 3.4. Nikel-Krom (Ni-Cr) Beyaz Dökme Demirler (NKBDD)

NKBDD'ler Ni ve Cr içerir. Düşük kromlu alaşım olan NKBDD'ler, ağırlıkça  $\%3 - 5$  Ni ve ağırlıkça  $\%1 - 4$  Cr içerir. Bunlardan birisinin modifikasyonu  $\%7-11$  Cr içermektedir. NKBDD'ler genel olarak 1'den 4'e kadar Ni-Hard tipler olarak tanımlanır. Kromun çoğu karbürlere [4,28] bağlandığından, daha düşük konsantrasyonlarda ( $\leq \%2 - 3$ ) krom sertleşebilirlik üzerinde çok az etkiye sahiptir veya hiç etkisi yoktur. NKBDD, martensitik beyaz dökme demirler olarak da bilinir.

### 3.5. Krom-Molibden (Cr-Mo) Beyaz Dökme Demirler (KMBDD)

Bu alaşımlar aşınma direnci uygulaması içindir ve KMBDD'ler (ASTM A532'nin II. Sınıfı) ağırlıkça  $\%11 - 23$  Cr, ağırlıkça  $\%3$ 'e kadar Mo içerirler ve genellikle ilave olarak Ni ve Cu ile alaşımlandırılırlar. Östenitik veya östenitik-martensitik matrisli döküm olarak veya maksimum aşınma direnci ve tokluk için martensitik matris mikro yapısı ile ısıtıl işlem görmüş olarak tedarik edilebilirler [30].

### 3.6. Yüksek kromlu beyaz dökme demirler (YKBDD)

Yüksek kromlu beyaz dökme demirler yüksek Cr içerikleri nedeniyle endüstride aşınma direncinin önemli olduğu uygulamalarda en yaygın kullanılan malzeme gruplarından biridir [28,31] .

#### 3.6.1. YKBDD'in sınıfları

ASTM A 532 spesifikasyonu iki genel YKBDD'in kompozisyon ve sertliklerini içermektedir. KM BDD'ler (ASTM A 532'in sınıf II'si) % 11 - 23 Cr ve %3.5'e kadar Mo içerir ve dökülmüş halde östenitik veya östenitik-martensitik matrisli olarak elde edilebilir veya maksimum aşınma ve tokluk için ısıtıl işlem uygulanabilir. Bu BDD'ler genellikle BDD sınıfının en sertleri olarak bilinmektedir. Düşük alaşımlı NKBDD'lerle kıyaslandığında ötektik karbürler daha serttir ve en yüksek sertliği elde etmek için ısıtıl işlem uygulanabilir. Mo, Ni ve de Cu, maksimum sertlik sağlamak ve perlit oluşumunu önlemek için gerektiğinde ilave edilir.

YK ( % 25- 28Cr) BDD'lerin bu sınıfı (ASTM A 532'nin sınıf III'ü) patent tarihi 1917'ye kadar giden en eski grubunu temsil etmektedir. Bu genel amaçlı YKBDD'ler % 25- 28Cr olarak da adlandırılmaktadır, % 23-28 Cr ve % 1,5'e kadar Mo içerirler. Perliti önlemek ve maksimum sertliği elde etmek için Mo ince kesit dökümlerin hepsinde ilave edilir. %1'e kadar Ni ve Cu'da alaşımlandırılmaktadır. Maksimum elde edilebilecek sertlik sınıf II KMBDD'ler kadar yüksek olmasa da bu alaşımlar korozyon söz konusu olduğunda tercih edilmektedir.

## 4. DÖKME DEMİRLERDE ÖSTEMPERLEME ISIL İŞLEMİ

Östemperleme ısıl işlemine kimyasal kompozisyonları itibari ile en iyi lamel [32–34] ve küresel grafitli dökme demirler (KGDD) tepki vermektedirler [35–37]. Bu ısıl işlemin en yaygın olarak uygulandığı dökme demir türü ise KGDD’lerdir.

### 4.1. Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirler (ÖKGDD)

ÖKGDD’ler yüksek dayanımla birlikte süneklik, [38–40] iyi aşınma direnci,[41,42] ve iyi yorulma özellikleri [38–47] gibi mükemmel mekanik özellikler sergilemektedirler. Bu üstün mekanik özelliklerin yanında düşük maliyet, tasarım esnekliği, iyi işlenebilirlik, yüksek dayanım-ağırlık oranı özelliklerinden dolayı cazip bir malzeme konumundadırlar. ÖKGDD’ler, KGDD’in ısıl işlem görmüş hali olduğu için geleneksel KGDD üretim avantajlarının hepsini sunmaktadır. Sonuç olarak ÖKGDD’ler, dökme ve dövme çelikler, dövme ve dökme alüminyum ve KGDD’den daha üstün mekanik özelliklere sahiptirler.

#### 4.1.1. Kompozisyon

ÖKGDD üretiminde kimyasal kompozisyon önemli bir faktördür. Alaşım elementleri ÖKGDD’lere öncelikli olarak katı eriyik mukavemetlenmesini artırmak için ilave edilmezler. Burada alaşımlandırmanın amacı, alaşımlama ile matrise yeterli sertleşebilirlik sağlanarak östenitleme sıcaklığından östemperleme sıcaklığına soğutma sırasında CCT eğrisinin perlit burnu bölgesinin kesilmesinin önlenmesidir. Böylece östemperleme öncesi perlit, ve ferrit oluşumunun önlenmesi östemperlenebilirliği iyileştirmektedir. Kalın kesitli dökümler ince kesitli dökümlerden daha yavaş soğuduğu için kalın kesitli dökümlerin östemperlenebilirliğinin iyileştirilmesi daha fazla alaşım elementinin kullanımını gerektirmektedir [48–53].

Alaşımlamanın, östemperleme 1. dönüşüm aşaması (Kısım 3.2.3.4. Östemperleme dönüşüm aşamalarına bakınız) üzerine etkisi minimum düzeyde olmalıdır. Bir alaşım elementi östenit kararlılığını erteleyerek, oda sıcaklığına soğutmadan sonra östenitin martensite dönüşüm sonucunu doğurabilir. Alaşımlamada, ekonomik ve kalite ile ilgili pek çok farklı nedenlerden dolayı genellikle Mo, Ni Cu ve/veya Mn alaşım elementlerinin kombinasyonu kullanılır. Mn alaşım elementi olarak mutlaka bulunur. Kullanılan tipik bir

KGDD kompozisyonu Çizelge 4.1’de verilmiştir. Bu tabloda verilen kompozisyon endüstriyel olarak başarılı tipik bir ÖKGDD kompozisyonudur [49] .

Silisyum, prensip olarak ikinci dönüşüm aşamasını (Kısım: Östemperleme dönüşüm aşamalarına bakınız) erteleyerek, karbür oluşumunu bastırmakta ve ferrit+yüksek karbon östenitin oluşumunu sağlamaktadır. Ni-Mo ilk dönüşüm aşamasını hafif olarak, ancak kırılabilirlik etkisi olan ikinci dönüşüm aşamasını daha fazla erteler, bu nedenle yüksek bir tokluk için geniş bir ösferritik yapı üretim aralığı oluşturur. Sonuç olarak her kimyasal elementin her bir faktöre etkisi nicel olarak belirlenmelidir. Bununla birlikte bu defa, sadece alaşım elementlerinin nicel bir etkisinin tartışılması mümkündür.

Çizelge 4.1. Tipik bir KGDD kompozisyonu [49].

|           |                    |                                        |
|-----------|--------------------|----------------------------------------|
| Karbon*   | % 3,7              | +/- % 0,2                              |
| Silisyum* | % 2,5              | +/- % 0,2                              |
| Mangan    | % 0,28             | +/- % 0,03                             |
| Bakır     | Gerektiği gibi     | +/- % 0,05’den % 0,8’e kadar maksimum  |
| Nikel     | Gerektiği gibi     | +/- % 0,10’dan % 2,0’e kadar maksimum  |
| Molibden  | Sadece gerekli ise | +/- % 0,03’den % 0,25’e kadar maksimum |

Karbon ve silisyum miktarı üretilecek kesit kalınlığı için arzu edilen karbon eşdeğerliğini oluşturmak için kontrol edilmelidir [49].

Dönüşen mikroyapı özellikleri ve dökümün sertleşebilirliği açısından karbon ve silisyum ve ana alaşım elementlerinin kontrolü oldukça önemlidir. Alaşım gerekliliklerine karar verirken, östemperleme sıcaklığına bağlı olarak soğuma hızı ve kesit kalınlığının her ikisinde dikkate alınmalıdır [48–53].

#### 4.1.2. Sertleşebilirlik

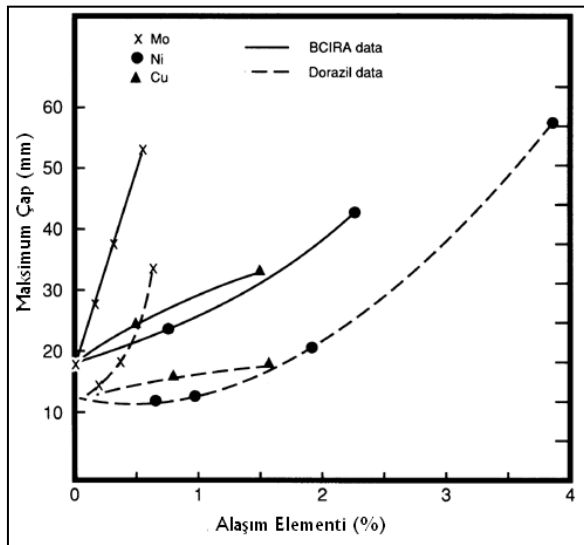
Sertleşebilirlik, dökme demirin perlit veya ferrit oluşturmada östemperleme sıcaklığına hızlı soğuma yeteneği ile ilgilidir. Sertleşebilirliği iyileştirmek için teknik, pratik ve ekonomik nedenler vardır. Kalın kesitler teknik olarak yüksek sertleşebilirlik gerektirir.

Sertleşebilirliği iyileştiren alaşım elementlerinin kullanımı, östemperleme reaksiyonunu ekonomik ve pratik olarak olumlu etkileyebilir. Uygun alaşım elementlerinin seçimi, göreceli yavaş soğutulabilirlik ve aynı zamanda nispeten geniş bir ösferritik yapı üretim aralığı (Process window) sağlayabilir. Diğer bir deyişle alaşımlama, ticari operasyonlarda doğal olarak var olan işlem değişkenleri için toleransları arttırabilir.

Diğer taraftan kalın kesitli ÖKGDD'ler, dökümün tamamında tam bir östemperleme için oldukça yüksek miktarda alaşım elementleri içermelidir. Yüksek miktarlardaki alaşım elementleri bu alaşım elementlerinin segregasyon ihtimalini artırmaktadır [54–57]. Bu nedenle istenen östemperlenebilirlik ve alaşım elementlerinin segregasyonunu ortadan kaldırmak veya azaltmak için uygun ve optimum miktarda alaşım elementi kullanmak önemlidir.

Uygun miktardaki Cu, Mn, Ni ve Mo gibi alaşım elementleri östemperlenebilirliği iyileştirir. Literatürdeki bir çalışmada [58] bu alaşım elemntlerinin miktarları sırasıyla % 0,7, % 0,4, %2, % 0,23 olarak önerilmiştir. Alaşım elementleri ve miktarlarına bağlı olarak belirlenen bir kalınlık için östemperleme kritik çapına dikkat edilmesi gerekir.

Şekil 4.1, östemperlenebilen maksimum çapla ilgili Bakır, Nikel, ve Molibden alaşım elementlerinin miktarları ile ilgili olarak bu alaşım elementlerinin sertleşebilirliklerini özetlemektedir. Manganın nispi sertleşebilirlik katkısı, molibden ve bakırın arasındadır.



Şekil 4.1. Nikel bakır ve molibden içeriklerinin 350 °C'de perlit oluşturmada östemperlenebilen maksimum çapa etkileri [59].

Karbon, silisyum ve ana alaşım elementlerinin östemperleme davranışına etkileri, Çizelge 4.2’de verilmiştir.

Kimyasal bileşim ve döküm parametrelerinden başka, ÖKGDD’lerin son mikroyapı ve mekanik özellikleri üzerine östemperleme süresi ve sıcaklığı gibi östemperleme parametreleri de önemli rol oynamaktadır [57,60–62].

Çizelge 4.2. Karbon, silisyum ve ana alaşım elementlerinin östemperleme davranışına etkileri [59].

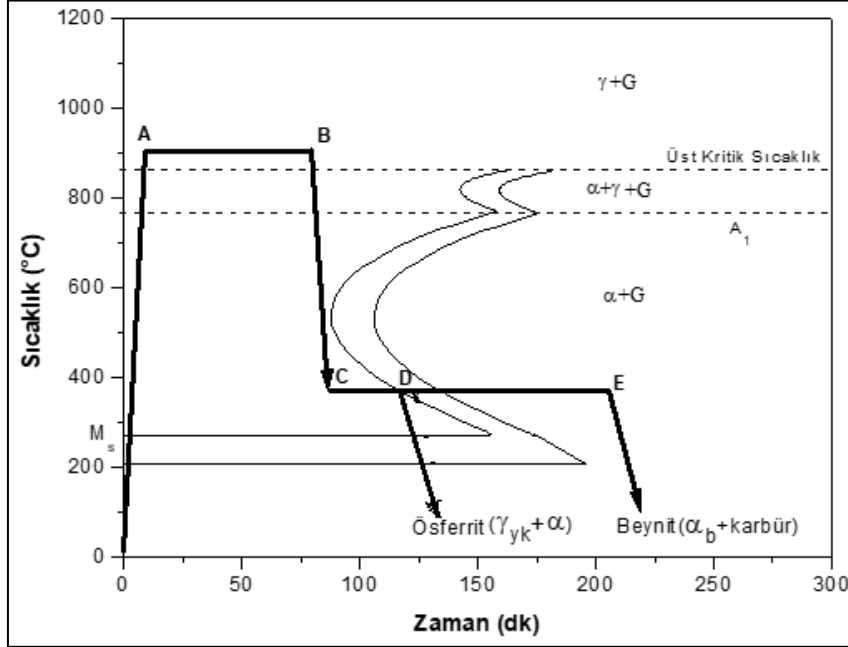
|           |                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                           |
|-----------|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| Karbon:   | % 3 - 4 aralığında karbonu artırmak çekme dayanımını artırır ancak uzama ve sertlik üzerine çok az etki yapar. Hatasız döküm için sapmanın istenmediği durumlar dışında karbon % 3,6 – 3,8 aralığında kontrol edilmelidir.                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                |
| Silisyum: | Silisyum ÖKGDD içerisindeki en önemli elementtir çünkü grafit oluşumunu artırır, östenitteki karbon çözünürlüğünü azaltır, ötektik sıcaklığı artırır ve beyritik karbür oluşumunu geciktirir. Silisyum içeriğini artırmak ÖKGDD’in darbe dayanımını artırır ve darbe geçiş sıcaklığını düşürür. Silisyum %2,4 – 2,8 aralığında sıkı kontrol edilmelidir.                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                  |
| Mangan:   | Mangan hem zararlı hemde faydalı element olabilir. Sertleşebilirliği oldukça artırır ancak katılaşma sırasında karbürlerin oluştuğu hücre sınırlarına segrage olur ve östemperleme reaksiyonunu geciktirir. Sonuç olarak düşük küre sayılı ve kesit kalınlığı 19 mm’nin üzerinde olan dökümlerin her ikisinde de hücre sınırlarına segrage olan mangan, karbürler ve kararsız östenit oluşturmak için yeterince yüksektir. Bu mikroyapısal hatalar ve heterojen durum işlenebilirliği azaltır ve mekanik özellikleri düşürür. Özellikleri iyileştirmek ve ÖKGDD’in kesit kalınlığı ve küre sayısı hassasiyetini azaltmak için ÖKGDD’deki mangan seviyesinin % 0,3’den az olması önerilir. ÖKGDD şarjında yüksek saflıkta pik kullanmak manganın çelik hurda içinde çözünme ve arzu edilmeyen eser elementlerin kontrol avantajını sağlar. |
| Bakır:    | ÖKGDD’in sertleşebilirliğini artırmak için % 0,8’e kadar bakır ilave edilebilir. Bakırın çekme özelliklerine önemli bir etkisi yoktur ancak 350 °C’nin altında sünekliği artırabilir.                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                     |
| Nikel:    | ÖKGDD’in sertleşebilirliğini artırmak için % 2’ye kadar nikel kullanılabilir. 350 °C’nin altında östemperleme çekme dayanımını hafifçe düşürür ancak süneklik ve kırılma tokluğunu artırır.                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                               |
| Molibden: | Molibden ÖKGDD’in içerisinde sertleşebilirliği en fazla etkileyen alaşım elementidir ve kalın kesitli dökümlerde perlit oluşumunu önlemek için gerekebilir. Bununla birlikte molibden içeriği arzu edilen sertleşebilirliğin üzerinde olduğunda çekme dayanımı ve sünekliği her ikisini de düşürür. Özelliklerdeki bu kötüleşme hücre sınırlarındaki molibden segregasyonu ve karbür oluşumundan kaynaklanmış olabilir. Molibden seviyesi kalın kesitli dökümlerde % 0,2’den fazla olmayacak şekilde sınırlandırılmıştır.                                                                                                                                                                                                                                                                                                                 |

#### 4.2. KGDD’ lerde Östemperleme Isıl İşlemi

Kimyasal bileşim ve döküm parametrelerinden başka, ÖKGDD’lerin son mikroyapı ve mekanik özellikleri üzerine östemperleme süresi ve sıcaklığı gibi östemperleme parametreleride önemli rol oynar [57,60–62].

ÖKGDD östenimperleme olarak bilinen izotermal bir işlemle üretilir. Östemperleme ısııl işlemi (Şekil 3.2’de görüldüğü gibi) 4 aşamada yapılmaktadır. Bu aşamalar: 1- Östenitleme

(A-B). 2- Perlit burnunu kesmeyecek (perlit oluşumunu engelleyecek hızda) şekilde hızla soğutma (B-C). 3- Östempereleme (C-E) 4- Oda sıcaklığına soğutma[63].



Şekil 4.2. Östempereleme ısıt işleminin şematik gösterimi [63].

#### Östenitleme sıcaklığı

KGDD parçalar kompozisyona bağlı olarak değişmekle birlikte, genellikle 815-927 °C östenitleme sıcaklık aralığına ısıtılır. Parça sıcaklık her tarafta aynı olana ve östenit karbonca yeterince çözünene kadar östenitleme sıcaklığında yeterli bir süre bekletilir. Östenitleme sıcaklığı, östenit karbon içeriğini kontrol eder. Östenit karbon içeriği östemperelenmiş dökümün yapı ve özelliklerini etkilemektedir. Yüksek östenitleme sıcaklığı, östenitin karbon içeriğini ve dolayısı ile sertleşebilirliğini artırır. Ancak dönüşümü daha problemlidir yapar (Yüksek karbon östenit ösferrite dönüşüm için daha uzun zaman gerektirir) ve potansiyel olarak östempereleme sonrası mekanik özellikleri düşürür. Östempereleme sıcaklığını düşürmek genel olarak en iyi özelliklere sahip ÖKGDD'i üretir. Ancak dökme demirin üst kritik sıcaklığı üzerine oldukça fazla etkisi olan Si'un içeriğinin çok yakın kontrolünü gerektirir [59,64–79].

## Östenitleme süresi

Parçanın her tarafında arzu edilen östenit sıcaklığını oluşturma ve denge karbon seviyesi (tipik olarak yaklaşık % 1.1-1.3) ile östeniti doyuran minimum süre ile sınırlı olmalıdır. Dökümün kesit kalınlığı ve tipine ilave olarak östenitleme süresi kimyasal kompozisyon, östenitleme sıcaklığı ve küre sayısı tarafından etkilenir [59,64–70,72–79].

### 4.2.1. Östemperleme

#### Östemperleme dönüşüm aşamaları

Östemperleme esnasında östenitin dönüşümü üç aşamada gerçekleşmektedir [26,64,72,73,80]. Bu aşamalar;

- I. Aşama:  $\gamma_o$  (östenit)  $\rightarrow \alpha_b$  (beynitik ferrit) +  $\gamma_{yk}$  (yüksek karbonlu östenit) +  $\gamma_d$  (dönüşmemiş östenit)
- II. Aşama:  $\alpha_b$  (beynitik ferrit) +  $\gamma_{yk}$  (yüksek karbonlu östenit) [Ösferrit]
- III. Aşama:  $\gamma_{yk}$  (yüksek karbonlu östenit)  $\rightarrow \alpha$  (ferrit) + karbür

ÖKGDD'lerin dikkat çekici mekanik özellikleri yüksek karbonlu östenit ve ferritten oluşan mikroyapılarına atfedilmektedir [59,64–79]. KGDD'ler östemperleme ısı işlemine tabi tutulduklarında, yüksek karbonlu östenit ve ferritten oluşan ösferritik yapı elde edilmektedir. Bu yapı, alaşımsız çelikteki östemperleme işlemi sonrası oluşan yapıdan farklıdır. Çelik östemperlendiğinde mikroyapı ferritik matriste ince karbürlerin dağıldığı, beynit olarak adlandırılan yapıdan oluşmaktadır. KGDD'lerde yüksek miktardaki silisyum varlığı, karbür oluşumunu bastırmaktadır. Bu farktan dolayı, KGDD'lerdeki östemperlenmiş yapı, ösferrit olarak adlandırılan östenit+ferritten oluşmaktadır.

KGDD'lerin östemperlenmesi sırasında östenit içerisinde ferrit oluştuğunda karbon bu bölgeden atılır ve ferriti kuşatan östenite katı eriyik olarak gider. Daha fazla ferrit oluştuğunda, östenitin karbon içeriği artar. Östenitin karbon içeriği çok yüksek olduğu için (% 1'in üzerinde) östenit oda sıcaklığında karardır ve son mikroyapı ferrit ve yüksek karbonlu kararlı östenitten meydana gelmektedir. Bu ÖKGDD'lerin arzu edilen yapısıdır (II. Aşama - Şekil 3.2 CD aralığı). Bununla beraber östemperleme reaksiyonu çok uzun



tutulursa, III. aşama dönüşüm başlar ve bu esnada yüksek karbonlu östenit ferrit ve karbüre dönüşebilir (III. Aşama- Şekil 4.2 DE aralığı). Bu reaksiyon, karbürlerin gevreklik etkisi nedeniyle arzu edilmez [59,64–79]. Bu nedenle ÖKGDD’lerde en iyi mekanik özellikler, II. dönüşüm aşamasında elde edilir.

I. dönüşüm aşamasının tamamlanması ve III. dönüşüm aşamasının başlaması arasındaki zaman aralığı, işlem aralığı (process window) olarak bilinir. İşlem aralığı, nikel ve molibden gibi alaşım elementleri ilave edilerek genişletilebilir. Bu nedenle, geleneksel ÖKGDD’ler %1,5 Ni ve % 0,3 Mo içerebilmektedirler. ÖKGDD’lerin mikroyapı özellikleri, östemperleme sıcaklık ve sürelerine bağlıdır. Önemli mikroyapısal özellikler ferrit morfolojisi, kalıntı östenit içeriği, östenit karbon içeriği, östenit veya ferritte karbürlerin varlığı veya yokluğuna bağlıdır.

Minumum soğuma hızı, östemperleme sıcaklığına soğutma sırasında parçada perlit oluşumunu önlemek için gereklidir. Kritik özellikler aşağıdaki gibidir:

1. Östenitleme ortamından östemperleme ortamına taşıma zamanı,
2. Östemperleme banyosunun soğutma hızı,
3. Maksimum kesit kalınlığı ve soğutulan dökümleri tipi,
4. Dökümlerin sertleşebilirliği,
5. Soğutma banyosuna göre yüklemenin kütlesi.

Uygun bir yüksek soğuma hızına sahip doğru tasarlanmış östemperleme sisteminin kullanımı, sertleşebilirlik için gereklilikleri azaltarak alaşım maliyetini düşürebilir.

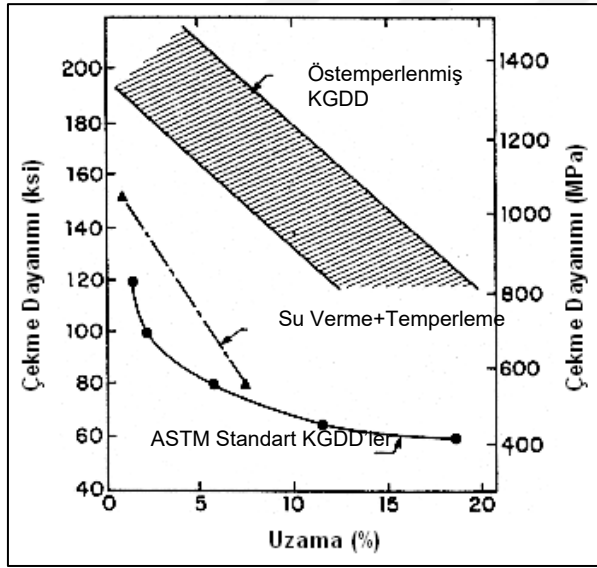
Östemperleme sıcaklığı, daha önce bahsedildiği gibi ÖKGDD’in mekanik özelliklerini belirlemede en önemli etkenlerden biridir. Düşük dayanım ve sertlik, ancak yüksek süneklik ve kırılma tokluğu için, yüksek miktarda östenite sahip kaba bir ösferrit matris üreten yüksek bir östemperleme sıcaklığı (350-400 °C) seçilmelidir. Yüksek dayanım ve aşınma direnci, ancak düşük kırılma tokluğuna sahip ÖKGDD üretmek için 350 °C’nin altında östemperleme sıcaklığı seçilmelidir [59,64–79].

Östemperleme sıcaklığının belirlenmesi, kararlı bir ösferritik yapı oluşumu için yeterli östemperleme süresi seçilmelidir. Kısa östemperleme sürelerinde östeniti kararlı hale

getiren östenite karbon difüzyonu yetersizdir ve oda sıcaklığına soğutmada martensit oluşabilir. Sonuç mikroyapı, yüksek bir sertliğe ancak düşük süneklik ve tokluğa sahip olabilir (özellikle oda sıcaklığında). Fazla östemperleme süresi ösferritin yanısıra karbür oluşumuna neden olabilir. Bu sebeple süneklik ve kırılma tokluğunu düşürebilmektedir [59,64–79].

#### 4.3. ÖKGDD'lerin Uygulamaları

Östemperlenmiş KGDD'ler diğer ısıt işlemlere göre en iyi dayanımı+süneklik kombinasyonu göstermesi nedeniyle (Şekil 4.3), endüstride geniş ölçüde uygulama alanı bulmuştur [50,81–85]. Ayrıca talaşlı imalata uygunlukları, dövme çeliğe göre % 10 hafif olmaları, yüksek aşınma dirençleri, döküm yoluyla son şekle getirilebilme imkanları ve üretim maliyetlerinin düşük olması gibi nedenler, ÖKGDD'leri vazgeçilemez mühendislik malzemeler sınıfına koymuştur.



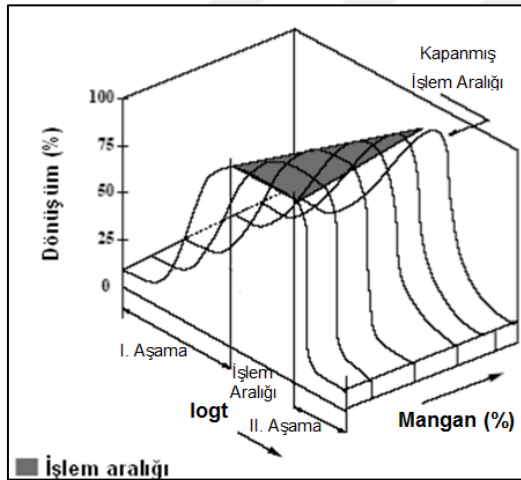
Şekil 4.3. ÖKGDD'ler ile su verme + temperleme ısıt işlemi uygulanmış KGDD'ler ve ASTM standart KGDD'lerin çekme dayanımı-% uzama miktarlarının karşılaştırılması [82].

ÖKGDD'lerde ilgili çalışmalar artıkça kullanım alanları da artmaktadır. Pek çok yapısal uygulamalarında özellikle de otomotiv endüstrisinde kullanılan döküm veya dövme çeliklerin yerine, ekonomik ÖKGDD'ler düşünülmektedir [86–88].

#### 4.4. Beyaz Dökme Demirlerde Östemperleme Isıl İşlemi

Tablo 4.1’den de görüldüğü gibi, östemperlenmiş KGDD’lerde, C, Si ve Mn gibi bazı alaşım elementleri doğal olarak farklı seviyelerde bulunur. Bu dökme demirlerdeki C, Si ve Mn içerikleri, östemperlenebilirlik, sertleşebilirlik ve nihai mikroyapının özellikleri ile ilgili olarak büyük bir öneme sahiptir. C, Si ve Mn için önerilen seviyeleri sırasıyla %3,6-3,8, %2,4-2,8 ve %0,3’ten azdır [36,43,61,89].

Bilindiği gibi, C ve Si, gri veya beyaz dökme demirlerin elde edilmesinde büyük rol oynayan karbon eşdeğer değeri olarak belirlenir [45–48,59]. BDD’lerdeki C ve Si seviyeleri, küresel ve gri dökme demirlerden daha düşüktür. Ancak Mn içeriği daha yüksektir [5,8,12,19,60,90,91]. Mn içeriğinin yüksek olması, ösferritik yapının oluştuğu işlem penceresi aralığını (process window) kapatma eğilimindedir (Şekil 4.4) [60]. Bu koşullar altında, BDD’lerin hali hazırdaki kimyasal bileşimleri, DABDD’ler dışında (Bölüm 2’ye bakınız) östemperleme ısısal işlemi için uygun görünmemektedir.



Şekil 4.4. Mn miktarının işlem aralığı üzerine etkisinin şematik gösterimi [60].

Literatüre bakıldığında, BDD’lere östemperleme ısısal işleminin bu malzemelere uygulanması ile ilgili yegâne çalışmanın Qing-yu ve arkadaşları tarafından gerçekleştirildiği görülmektedir [92]. İlgili çalışma da yüksek krom içerikli BDD malzemelere farklı östemperleme sıcaklıkları uygulanmış ve mikroyapı ve mekanik özellikler kişisel bir bilgisayar program sistemi olan X-ray Rietveld analizi [93] ile

belirlenmiştir. Bu analize göre mikroyapının martensit, karbür, kalıntı östenit alt ve üst beynit karışımından oluştuğu ve mekanik özelliklerde iyileşmeler olduğu rapor edilmiştir.

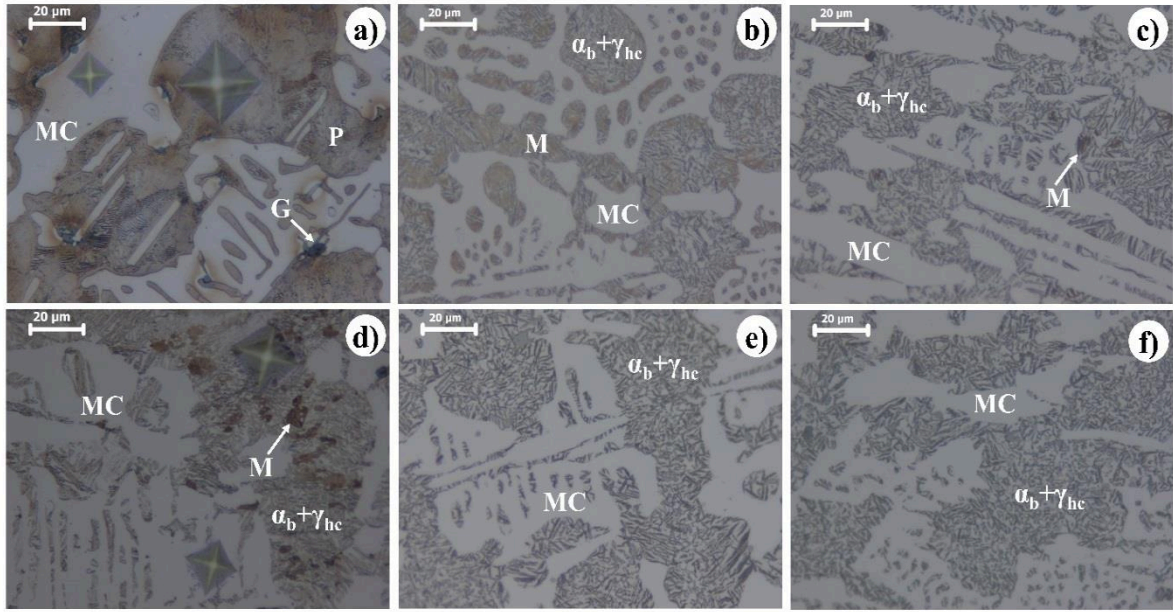
Östemperlenmiş yapılarda mekanik özelliklerdeki iyileşmeyi ösferritik (östenit+ferrit) yapı sağlamaktadır ve mikroyapıda ösferritik yapının dışındaki yapıların oluşumu mekanik özellikleri olumsuz yönde etkilemektedir. İlgili çalışmada, elde edilen sonuçlara göre karbür, kalıntı östenit alt ve üst beynit yapıların hepsinin bir arada olduğu yapılardan iyi bir süneklik dayanım kombinasyonu elde edilememiştir.

Östemperlenebilirlik için Si içeriği aynı zamanda grafit oluşumunu destekleyen, karbonun östenit içindeki çözünürlüğünü azaltan ve beynitik ferrit üzerinde karbür çökmesini engelleyen temel bir elementtir [45–48,59,61]. Öte yandan, östemperleme sırasında yüksek karbonlu östeniti stabilize etmek için karbon miktarına da dikkat edilmedi.

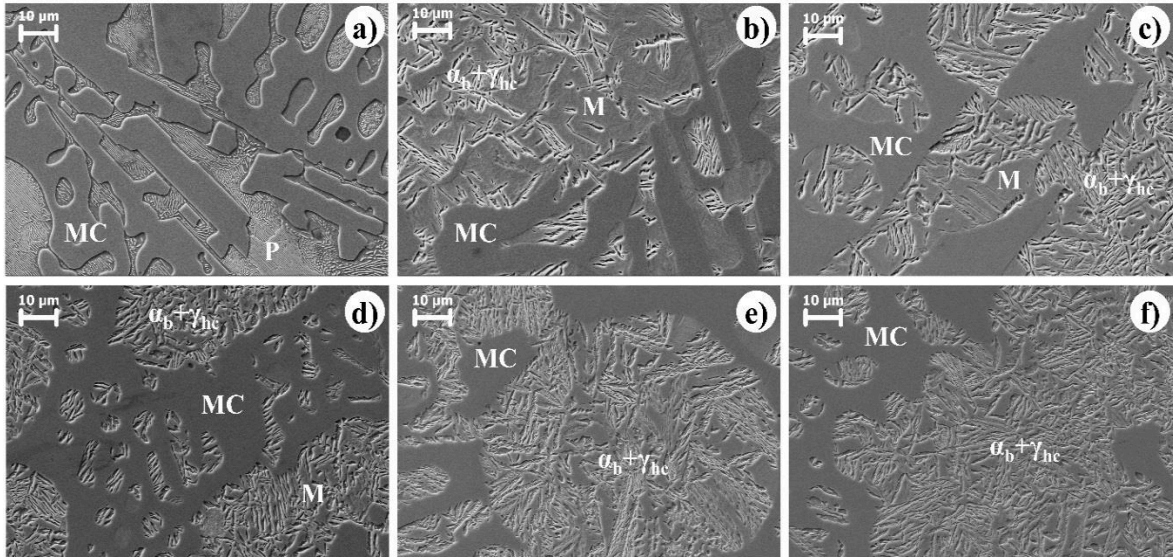
#### **4.5. Düşük Alaşımli Beyaz Dökme Demirlerde Östemperleme Isıl İşlemi**

Erdoğan ve diğerleri, [22] kimyasal bileşimi östemperleme için tasarlanmış DABDD malzemesinde, östemperleme ısı işlemi ile beynitik ferrit (asiküler ferrit) ve yüksek karbonlu östenitten (karbonla zenginleştirilmiş östenit veya yüksek karbonlu kararlı östenit) oluşan ösferrit adı verilen bir matris mikroyapı üretmişlerdir (Resim 4.1 ve 4.2). İlgili çalışma, literatürde DABDD’lerde ösferrit yapı üretmeye yönelik ilk girişim olmuştur. Bu çalışmanın sonuçları, yeni geliştirilen östemperlenmiş DABDD’in (ÖDABDD) darbe tokluğunun, döküm koşullarında DABDD'den daha iyi olduğunu göstermiştir. Bu yeni geliştirilen ÖDABDD, östemperlenebilirliğe iyi tepki vermiştir. Ancak yüksek karbon içeriği (~%3,64) nedeniyle, matris yapısı karbürlerden (~%52) oluşmuş ve bu nedenle, tokluk özelliklerinde daha fazla iyileştirme elde edilememiştir. Bu çalışmanın bir diğer sonucu ise, ÖDABDD'in endüstriyel üretimi için işlem penceresinin zaman aralığının dar olmasıdır. İlgili çalışmanın sonuçları dikkate alınarak östemperlenebilirlik ve tokluk özellikleri açısından C, Si ve Mn alaşım elementlerinin miktarlarının optimize edilmesi önerilmiştir.

İlgili çalışma sonucunda östemperleme sürelerine bağlı olarak mikroyapısal değişimler Resim 4.1.’de verilmektedir.



Resim 4.1. ÖDABDD numunelerinin östemperleme sürelerine göre optik mikro yapı görüntüleri (P: Perlit (345 HV), MC: Metal karbür (1100 HV), M: Martensit (700 HV),  $\alpha_b+\gamma_{hc}$ : Ösferrit (beynitik ferrit + yüksek karbon östenit) (490 HV), G: Grafit), a) Dökülmüş koşullarda, b) 15 dk, c) 30 dk, d) 45 dk, e) 60 dk, f) 120 dk [22].



Resim 4.2. ÖDABDD numunelerinin östemperleme sürelerine göre SEM görüntüleri (P: Perlit,  $\alpha_b+\gamma_{hc}$ : ösferrit (beynitik ferrit + yüksek karbonlu östenit), M: Martensit, MC: Metal karbür), a) Dökülmüş koşullarda, b) 15 dk, c) 30 dk, d) 45 dk, e) 60 dk, f) 120 dk [22].



## 5. KÜRESELLEŞTİRME

Çelik malzemelerde düşük sertlik elde edilebilmesinde, ferrit matris içinde eşit olarak dağılmış küresel karbür parçacıklarından oluşan mikro yapılar, belirleyici rol oynamaktadır. Ferritik matris içinde dağılmış karbürlerin mikro yapılarını üreten ısıtma işlemleri, küreselleştirme veya küreselleştirme tavlama ısıtma işlemleri olarak adlandırılır [94]. Aslında küreselleşme terimi, lamel şeklindeki sementitin küreselleşmesine karşılık gelir.

Küreselleştirilmiş mikro yapılar, çeliklerde bulunan kararlı mikro yapılardır ve küresel parçacıkların difüzyona bağlı çekirdeklenmesine ve büyümesine izin verecek kadar yüksek sıcaklıklarda ve yeterince uzun süre ısıtılması sonucu oluşmaktadır. Küreselleştirme için termodinamik itici güç, küresel karbür parçacık oluşumuyla bağlantılı ferrit/karbür arayüzey enerjisinin azalmasıdır. Küresel parçacıklar, diğer parçacık şekillerine göre minimum yüzey-hacim oranlarına sahiptir ve parçacıklar ne kadar kaba ve az olursa, küreselleştirilmiş bir mikro yapı ile ilişkili arayüzey enerjisi o kadar düşük olur [94].

Küreselleştirme faaliyetlerinin çoğu, çeliklerin soğuk şekillendirilebilirliğini iyileştirmek için gerçekleştirilir. Küreselleştirme ayrıca ötektoid üstü çeliklerin ve takım çeliklerinin işlenebilirliğini geliştirmek için de yapılır. Ayrıca küreselleştirme, son sertleştirmeden önce kapsamlı işleme gerektiren yüksek karbonlu çelikler ve takım çelikleri için kritik bir işleme adımıdır. Soğuk şekillendirme için küreselleştirilmiş bir mikro yapı tercih edilir, çünkü malzemenin akış gerilimini düşürmektedir. Akış gerilimi, ferrit ve karbürlerin oranı ve dağılımı ile belirlenir. Ferritin dayanımı, tane boyutuna ve soğuma hızına bağlıdır. Karbürlerin perlitik yapıda olduğu lamel şeklinde olması veya küresel olması, çeliğin şekillendirilebilirliğini kökten etkiler. Küreselleştirme işleminin genel olarak düşük, orta ve yüksek karbonlu çelik malzemelere uygulandığı görülmektedir [94].

Çelik malzemelerde küreselleşme mekanizması ve kinetiği [95–102] ve alaşım elementlerinin [103–132], başlangıç mikroyapısının [102, 106, 133–135] ve deformasyonun [123, 124, 129, 136–138] küreselleşmeye etkileri oldukça iyi belirlenmiştir. Ancak, dökme demirlerde küreselleşme süreçleri ve yapı-özellik ilişkileri üzerine yapılan çalışmalar oldukça sınırlı kalmıştır [139].

Ötektik altı düşük alaşımlı beyaz dökme demirlerin (DABDD) mikroyapıları, kimyasal bileşimlerine, katılma koşullarına ve uygulanan ısı işlemlere bağlı olarak oluşturulan östenit ve martensit veya perlit matrisinde ötektik karbür ağından oluşur. Bu mikro yapılar yüksek sertlik ve aşınma direnci sağladığından, DABDD'ler kırma, öğütme, mineral işleme, kumlama vb. alanlarda yaygın olarak kullanılmaktadır. Üretim kolaylığı ve düşük maliyeti de kullanıcılara avantajlar sağlamaktadır. Bununla birlikte, DABDD'lerin matrisinde dağılmış karbürler sertliği arttırır ve dolayısıyla kullanımlarını sınırlayan darbe tokluğunu azaltır. DABDD'lerin kullanımda iyi bir tokluk ve aşınma direnci kombinasyonu sergilemesi beklenir. Bu nedenle, araştırmacılar düşük maliyetli DABDD 'lerin tokluğunu ve aşınma davranışını geliştirmeye odaklanmışlardır [5–14,16,18–20,22].

İlgili literatürde, DABDD'lerin darbe tokluğunu iyileştirme çabaları, karbürlerin morfolojisini iyileştirmek için alaşım modifikasyonuna [7–10,18,19] ve ısı işlemlere [11,20,22] plastik deformasyona [14,16] başvurulmuştur. Ancak, bu denemeler darbe dayanıklılığını iyileştirmede çok etkili olmamıştır. DABDD'lerde küreselleşme süreci henüz DABDD malzemelerinde araştırılmamıştır. Bilindiği gibi DABDD'ler, çeliklerden daha yüksek seviyede karbon ve silisyum içerir. Bu durumda, dökme demirlerin küreselleşme sürecine çeliklerden farklı tepki vermesi beklenebilir.

### **5.1. Perlitin Küreselleşme Mekanizmaları**

Metallerdeki lameler yapıların küreselleşme mekanizmasını açıklamak için pek çok model önerilmiştir; ancak en çok kabul gören modeller: [140,141]

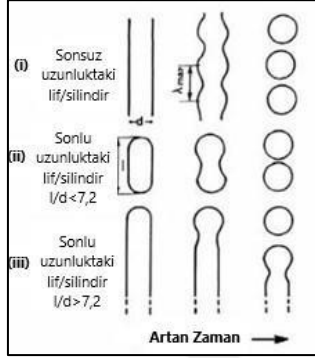
- Rayleigh pertürbasyon (kılcallık kaynaklı bozulma) teorisi
- Termal oluk teorisi.
- Kusur göçü teorisi.

#### **5.1.1. Rayleigh pertürbasyon (kılcallık kaynaklı bozulma) teorisi**

Bu teoriye göre silindir şeklinin küreselleşmesi, yüzey enerjisindeki azalma ve plaka geometrisine dayanmaktadır. Kılcallığın etkili olduğu silindirik bir çubuğun kararsızlığını ile ilgili Rayleigh pertürbasyon modelininin şematik gösterimi Şekil 5.1'de verilmiştir. Bu model ile hem teorik hem de deneysel olarak [142–146], uzun çubuk şeklinin, bozucu



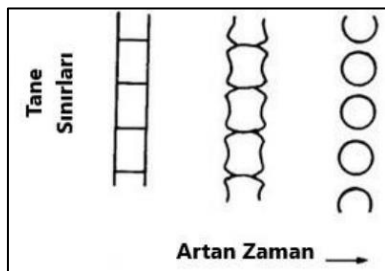
dalga boyu kritik bir dalga boyundan,  $\lambda_c$  daha büyük olduğu sürece, sinüzoidal bir bozulmaya göre doğası gereği kararsız olduğu gösterilmiştir. Çubuk, dalga boyu aralıkları maksimum bozulma olan  $\lambda_{max}$  olan bir dizi küresel parçacıklara kendiliğinden kırılmaktadır.  $\lambda_c$  ve  $\lambda_{max}$  değerleri kütle taşıma mekanizmalarına bağlı olarak değişiklik göstermektedir.



Şekil 5.1. Rayleigh'in tek fiber kararsızlığı teorisinin şematik gösterimi [147].

### 5.1.2. Termal oluk teorisi

Bu teori, alt tane sınırları boyunca laminer yapıların, difüzyon kaynaklı yırtılması ile ilgili ilgilidir. Bu teori ile ilgili bir model şematik olarak Şekil 4.2'de gösterilmiştir. Bu teoriye göre bir alt sınır matrisi, deformasyon veya faz dönüşüm süreçleri vasıtasıyla laminer bir yapıya dahil edilirse, üçlü nokta bağlantılarının her birinde kurulan ve bir tane sınırı oluşu oluşturan bir başlangıç yerel yüzey gerilimi dengesi elde edilir. Bu durum laminer arayüzde eğrilik ve bir kimyasal potansiyel gradyanı sunmakta ve daha sonra kimyasal potansiyelle tepki olarak kavisli oluşu terk eden atomların difüzyonu meydana gelir. Bu durumda gradyan, oluşu büyümeye zorlayacak ve sonunda laminer bir plakanın yırtılmasına neden olmaktadır [95,141–147].



Şekil 5.2. Termal Oluk teorisinin şematik gösterimi [148].

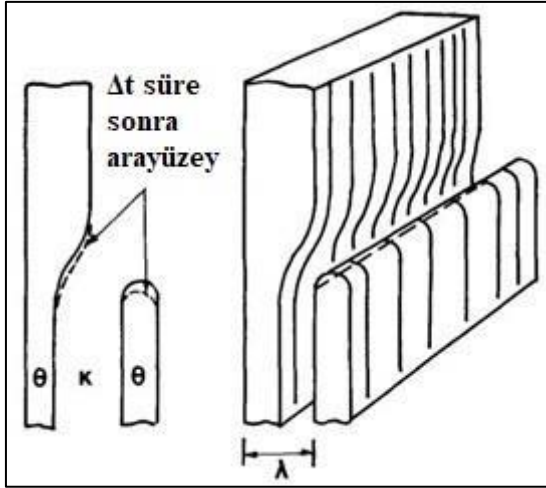
### 5.1.3. Kusur göçü teorisi

Rayleigh pertürbasyon ve termal oluk teorileri, sadece izole edilmiş çubuklardaki veya plakalardaki kararsızlıklarla ilgilenmektedir (Şekil 5.3). Gerçekte lamel yapıya sahip malzemeler çok sayıda çubuk ve plaka içerdiğinden, birbirleriyle difüzyon etkileşimleri dikkate alınmalıdır. Kusur göç teorisi yaklaşımında yapılar, sonsuz paralel plakalar veya çubuklardan oluşan ideal yapılar ve sonlu parçacıklara ve kusurlara sahip gerçek yapılar olmak üzere ikiye ayrılmaktadır. İdeal yapılarda, bitişik parçacıklar arasındaki difüzyon etkileşimi, arayüzey eğriliğinin olmaması nedeniyle oluşmaz. Gerçek yapılarda (gerçek malzemeler) ise arayüzey, eğrilik ve dolayısıyla kimyasal potansiyel, sonlandırma bölgesinde komşu düzlemsel arayüzlere göre daha büyüktür.

Bu modellerin tümü, perlitin küreselleşme mekanizmalarını yorumlamak için uygulanabilir; ancak genel olarak, çok sayıda alt tane sınırı mevcut olduğundan, deforme olmuş perlitin küreselleştirilmesi için ana mekanizmanın ‘Termal Oluk Teorisi’ olduğu kabul edilir. Ancak, statik tavlama koşulları altında deforme olmamış perlitin küreselleşmesi için ana mekanizma henüz net değildir.

Tüm bu teoriler küreselleşme sürecinin belirli yönlerini açıklamak için faydalı olsalar da, hala bu teorilerin açıklayamadığı birçok yön veya fenomen bulunmaktadır. Örneğin, bu modellerin hiçbiri kristalografinin anizotropi faktörünü, arayüzey enerjisini veya mikro yapılardaki kusurları hesaba katmamaktadır. Bu nedenle, küreselleşmenin hala tam bir açıklamasının olmadığı söylenebilir.

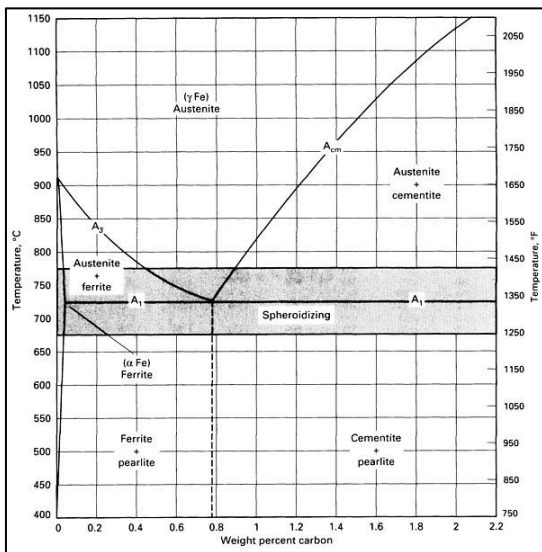
Yine bu teorilerin tümü, gözlem araçları geliştikçe değiştirildiği bildirilmektedir. Örneğin, hata göçü teorisi, 'hatalar' kavramını, perlitteki yüksek eğriliğin ara yüzleri olarak görünen tüm delikleri, çatlakları ve diğer morfolojik özellikleri içerecek şekilde değiştirerek genişletilmelidir. Bu tür bir modifikasyon mantıklıdır, çünkü bu deliklerin ve çatlakların kavisli kenarları laminer (tabakalı) hatalarla büyük ölçüde aynıdır.



Şekil 5.3. Lamelli yapıların kararsızlığı için Hata Göçü Teorisinin şematik gösterimi [148].

## 5.2. Küreselleştirme Isıl İşlemi

Ötektoid altı ve ötektoid üstü çeliklerin küreselleştirilmesi için kullanılan sıcaklık aralıkları Şekil 5.4'te gösterilmiştir. Bu yöntemlerle sağlanan küreselleştirme oranları, başlangıç mikro yapısına bağlıdır. Örneğin, su verilmiş yapılarda karbür faz oranı yüksek olup, karbürler oldukça ince ve iyi dağılım göstermektedirler. Önceki soğuk şekillendirme aynı zamanda kritik altı bir küreselleştirme işleminde küreselleştirme reaksiyonunun hızını da artırır.



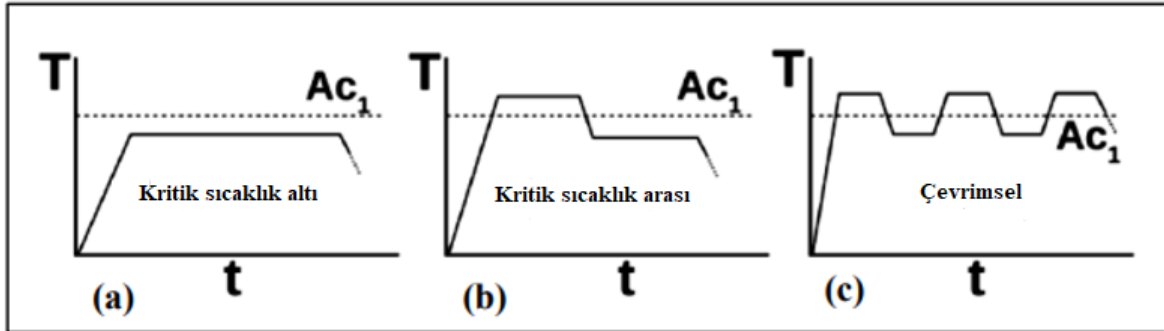
Şekil 5.4. Küreselleştirme için sıcaklık bölgesini gösteren demir-karbon ikili faz diyagramı [149].

### 5.2.1. Küreselleştirme ısı işlem yöntemleri

Küreselleştirilmiş mikro yapılar üretmek için birçok farklı ısı işlem yöntemleri vardır. Küreselleştirme aşağıdaki ısı işlem yöntemleriyle gerçekleştirilebilir: [149]

1.  $Ac_1$ 'in hemen altındaki bir sıcaklıkta uzun süreli bekletme (kritik altı tavlama). Bu durumda, morfolojik geçiş herhangi bir faz dönüşümü olmadan ilerler [150].
2.  $Ac_1$ 'in hemen üzerindeki bir sıcaklığa ısıtma ve ardından fırında çok yavaş soğutma veya  $Ac_1$ 'in hemen altındaki bir sıcaklıkta tutma (ara kritik tavlama).
3.  $Ac_1$ 'in hemen üzerindeki ve altındaki sıcaklıklar arasında dönüşümlü olarak ısıtma ve soğutma (döngüsel tavlama).
4. Karbür ağının yeniden oluşmasını önlemek için tüm karbürün çözüldüğü minimum sıcaklıktan uygun bir hızda soğutma ve ardından yukarıdaki birinci veya ikinci yöntemlere göre yeniden ısıtma (bir karbür ağı içeren ötektoid üstü çelik için geçerlidir)

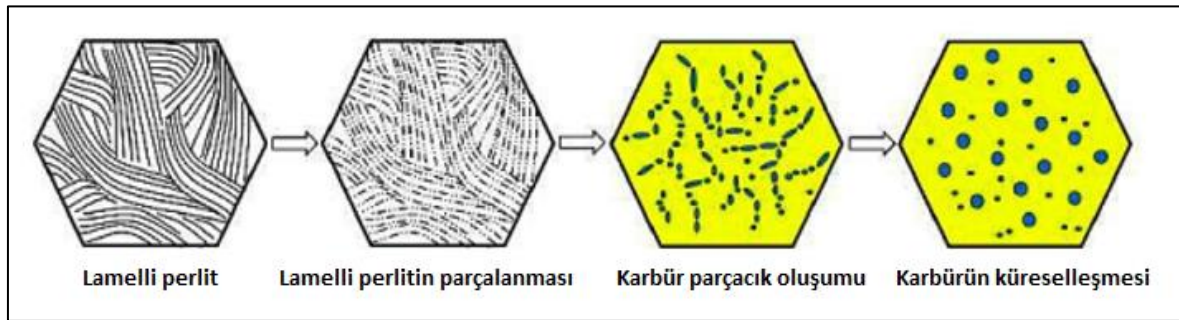
İlk üç yöntemin özeti Şekil 5.5'te verilmiştir [148].



Şekil 5.5. Sementiti küreselleştirmek için benimsenen tipik ısı işlem çalışmaları. ( $Ac_1$  ötektoid sıcaklığını temsil eder) [148].

Küreselleşme ile ilgili literatür, Şekil 5.5a'da gösterilen kritik altı tavlamanın ötektoid altı çelikler için en verimli süreç olduğunu, ötektoid üstü çeliklerde ise morfolojik değişimin arakritik işlem veya Şekil 5.5b ve 5c'de gösterilen döngüsel işlem yoluyla daha güvenli bir şekilde elde edildiğini ortaya koymaktadır [151].

Şekil 5.5 (c)'de gösterilen döngüsel rejim, sementit lamellerin küresel forma dönüşümünü hızlandırmak için kullanılır. Sıcaklığın  $Ac_1$ 'in üzerine çıkarılması, sementit lamellerin çözünmesini kolaylaştırır ve ardından  $Ac_1$ 'in altına soğutulduğunda, çözünme bozulur ve lameller kırılır. Bu kırık parçalar (yüzey enerjisini sınırlamak için daha az dirence sahiptir) daha kolay ve daha hızlı pıhtılaşır. Şekil 5.6, perlitin küreselleşmesinin şematik bir diyagramını göstermektedir.



Şekil 5.6. Perlit küreselleşmesinin şematik diyagramı [148].

Bu yöntemlerden herhangi birinin kullanıldığı endüstriyel işlemlerde, çeliğin  $Ac_1$  noktasının  $20\text{ }^{\circ}\text{C}$  altında (alt kritik tavlama) izotermal olarak tutulmasıyla veya östenitin oluşmaya başladığı  $Ac_1$ 'in  $20\text{ }^{\circ}\text{C}$  üzerine ısıtılmasıyla küreselleştirme elde edilir. Isıtma sırasında ve daha sonra  $Ac_1$ 'in  $20\text{ }^{\circ}\text{C}$  altına soğutma ve uzun saatler boyunca tutma (ara kritik tavlama) veya dönüşümlü olarak 10 saat veya daha fazla süreyle  $Ac_1$  sıcaklığından biraz daha yüksek sıcaklıktan biraz daha düşük sıcaklığa ısıtma ve soğutmadır (Döngüsel tavlama) [149,152,153]. Bununla birlikte, döngüsel tavlama daha fazla zaman ve enerji tüketir ve bu nedenle pahalıdır.

### 5.3. Küreselleştirme Kinetiği

Yapılan çalışmalar ile küreselleştirme ısıtma işlemini etkileyen faktörler ve işlem sonucunda oluşan karbürlerin sayısı ile dağılımlarını etkileyen parametreler de araştırılmış ve çeşitli matematiksel modeller hazırlanmıştır. Modellerden çıkarılan sonuçlar doğrultusunda perlitik çeliklerin küreselleşmesi başlangıç mikroyapısı ile yakından ilişkilidir [102]. Bu nedenle yapılarda bulunan boşlukların yoğunlukları, lameller arası mesafe ve perlit koloni boyutları incelenmiş ve karbürlerin ortalama çapının ( $D$ ), birim alan başına karbür sayısı ( $n$ ) ve parçacıklar arası boşluk ( $s$ ) ile ölçülebildiği bir model hesaplanmıştır [122].

$$D = (14,88n^{\frac{3}{2}} + 2,78)^{-1/3} \quad (5.1)$$

$$D = (14,88s^{-3} + 7,30)^{-1/3} \quad (5.2)$$

Isıl işlem sonucunda küreselleşen sementitlerin kabalaşması sürecinde kabalaşma hızı üzerindeki karbon difüzyonunun etkisi Eşitlik 2.3’de belirtilen formül ile hesaplanabilmektedir. Formüldeki  $r$  partikül yarıçapını,  $r^0$  başlangıç partikül yarıçapını,  $\gamma$  ferrit ve sementit arasındaki arayüzey enerjisini,  $D_C$  karbonun difüzyon katsayısını,  $C$  ferritteki denge karbon konsantrasyonunu,  $V_m$  partikülün molar hacmini,  $R$  gaz sabitini,  $T$  sıcaklığı ve  $t$  zamanı ifade etmektedir [106].

Küreselleşme mekanizmaları ve teorilerinin incelenmesi sonucunda, süreci etkileyen mekanizmanın difüzyon kontrollü gerçekleştiği belirlenmiştir. Chattopadhyay ve Sellars [154] gerçekleştirdiği çalışmalar sonucunda küreselleşmiş hacim yüzdesi, en-boy oranı dağılımı, sementit parçacıkların boyutu ve yoğunluğuna ilişkin ölçümler yaparak karbür plakaların düzenli aralıklarla parçalanmasıyla küresel tanelerin oluştuğunu göstermiştir. Daha sonrasında en-boy oranının azalmasıyla difüzyon kontrollü şekilde tane kabalaşması gözlenir. Burada belirtilen  $D_c^{\text{eff}}$  karbon için etkin difüzyon katsayısı,  $x_c$ ,  $x_{Fe}$  sırasıyla karbon ve demirin mol oranlarıdır.  $D_{Fe}$  demir için difüzyon katsayısını,  $V_{Fe3C}$  ve  $V_{Fe}$  ise sırasıyla sementit ile demir için molar hacim değerlerini vermektedir.

$$x_c D_c^{\text{eff}} = \frac{x_c D_c x_{Fe} D_{Fe}}{\left( \frac{V_{Fe3C} - 3V_{Fe}}{V_{Fe}} \right)^2 x_c D_c + x_{Fe} D_{Fe}} \quad (5.3)$$

## 6. AŞINMA

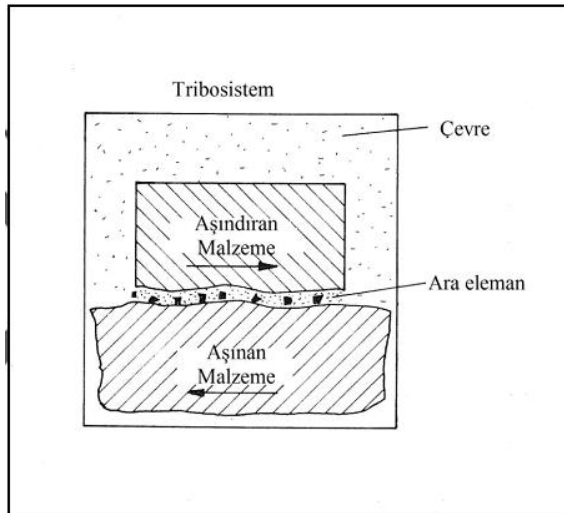
Aşınma katı bir yüzeyde, genellikle devamlı bir şekilde malzeme kaybını içeren ve bu yüzey ile temas eden bir madde veya maddeler arasındaki bağıl hareketten kaynaklanan hasar olarak tanımlanmaktadır [155]. Bir aşınma sisteminin temel bileşenlerini ana malzeme (aşınan), karşı malzeme (aşındıran), ara malzeme, yük ve hareket oluşturmaktadır. Temel bileşenlerin oluşturduğu bu sistem, "Tribolojik Sistem" olarak adlandırılmaktadır.

Tribolojik sistem Şekil 6.1’de gösterildiği gibi genel olarak dört unsurdan oluşmaktadır.

Bu unsurlar;

- 1) Aşındıran malzeme, karşı malzeme
- 2) Aşınan malzeme, ana malzeme
- 3) Ara malzeme
- 4) Çevresel durum: yük, harekettir.

Tribolojik sistemin yapısı, unsurlar, özellikleri ve aralarındaki etkileşimler tarafından belirlenir.



Şekil 6.1. Tribolojik sistem unsurlarının şematik temsili [156] .

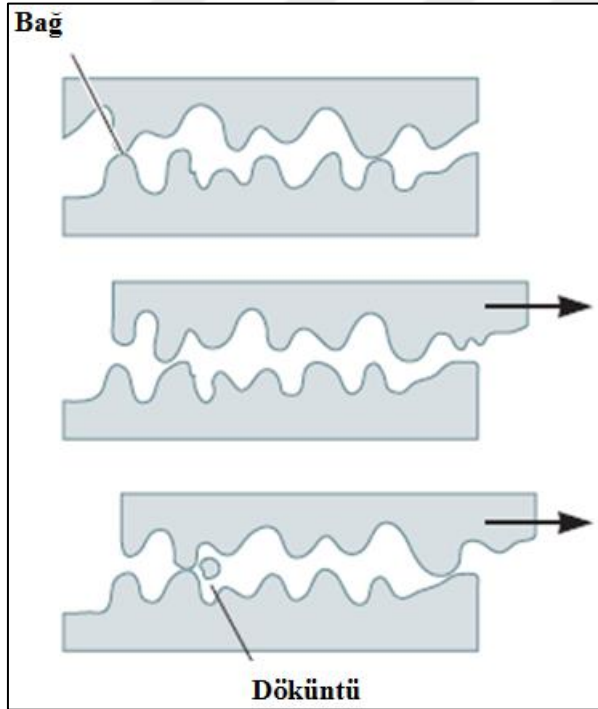
Aşınma özelliği, dinamik, çevresel (nem veya korozyon etkileri) ve malzeme parametrelerinden oluşan bir tribosistemdir [157].

### 6.1. Aşınma Mekanizmaları

En çok kabul gören aşınma türleri abrazyon, adhezyon, yorulma ve korozyon aşınma olarak belirlenmiştir [157].

#### 6.1.1. Adhezyon aşınma

Ovalanma, sürtünme veya kavrama olarak da bilinen adhezyon aşınması, iki katı yüzey basınç altında birbiri üzerinde kaydıgında meydana gelir. Yüzey çıkıntısı veya pürüzlülüğü deforme olur ve sonunda bölgesel yüksek basınçlarla birbirine kaynaklanır (Şekil 5.2). Kayma devam ettikçe, bu bağlar kırılır. Birinci yüzeyde boşluklar, ikinci yüzeyde çıkıntılar ve çoğu zaman küçük aşındırıcı parçacıklar oluşur ve bunların tümü yüzeylerin daha fazla aşınmasına katkıda bulunur [158].



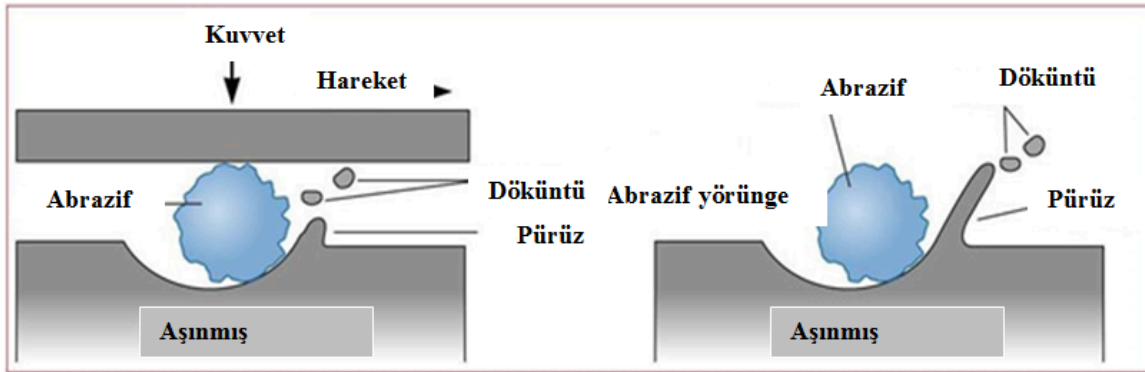
Şekil 6.2. Adhezyon aşınma mekanizmasının şematik gösterimi. İki pürüzlü yüzeydeki pürüzler başlangıçta yapıştırlabilir. Yeterli bir kuvvet bağları koparır ve yüzeyler kayar. Kaydıka pürüzler kırılabilir, yüzeyleri aşındırabilir ve döküntü üretebilir [158].



### 6.1.2. Abrasif aşınma

ASTM tarafından tanımlanan abrasif aşınma, katı bir yüzeye karşı zorlanan ve hareket eden sert parçacıklar veya sert çıkıntılardan kaynaklanmaktadır [155].

Abrasif aşınma, malzeme, ikinci bir malzemenin yüzeyinde bulunabilen veya iki yüzey arasında gevşek parçacıklar halinde bulunabilen malzeme sert parçacıkların teması ile yüzeyden uzaklaştırıldığında meydana gelir. (Şekil 6.3). Adhezif aşınmanın tersine bağlanma olmaz. Bu tür aşınma, aşındırıcı malzemeleri işlemek için kullanılan pulluklar, sıyrıcı bıçaklar, kırıcılar ve öğütücüler gibi makinelerde yaygındır ve ayrıca sert parçacıklar istemeden makinelerin hareketli parçalarına girdiğinde de oluşabilir. Abrasif aşınma, malzemeyi istenerek uzaklaştırmak için taşlama işlemlerinde de kullanılabilir [158].

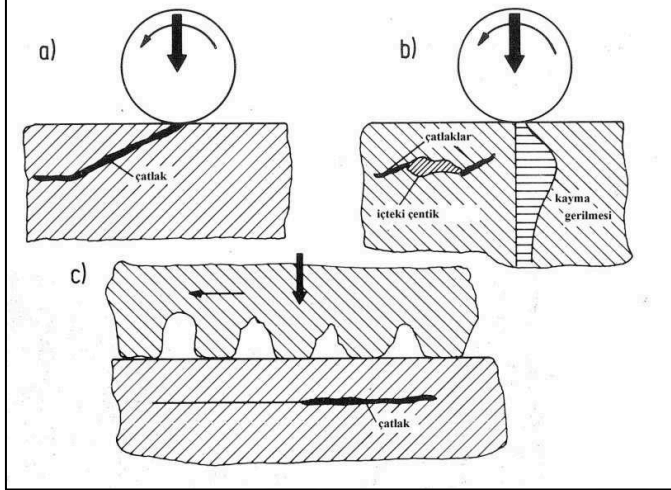


Şekil 6.3. Abrasif aşınma mekanizmasının şematik gösterimi. Hapsolan veya serbest hareket eden aşındırıcılarla oluşturulan abrasif aşınma malzemede pürüzleri yığarak döküntüye dönüşebilecek çukurlar oluşturur [158].

### 6.1.3. Yorulma aşınması

Birbirleriyle sürekli temasta olan ve temas alanının küçük olduğu ray ve tekerlek, dişliler, soğuk veya sıcak haddeleme merdaneleri gibi mekanik baskının olduğu döngüsel gerilmelerin uygulandığı sistemlerde yüzeyde (Şekil 5.4 a) veya yüzeyin hemen altında maksimum kayma gerilmelerinin bulunduğu yerlerde mikroskobik ölçekte yerel yorulma oluşmaktadır (Şekil 5.4 b-c). Sonuçta plastik deformasyon ve dislokasyona bağlı olarak, çok küçük boşluklar meydana gelmektedir. Yüzey altında oluşan boşluklar zamanla yüzeye doğru ilerlemekte, büyümekte ve yüzeyde küçük çukurlar oluşturmaktadır.

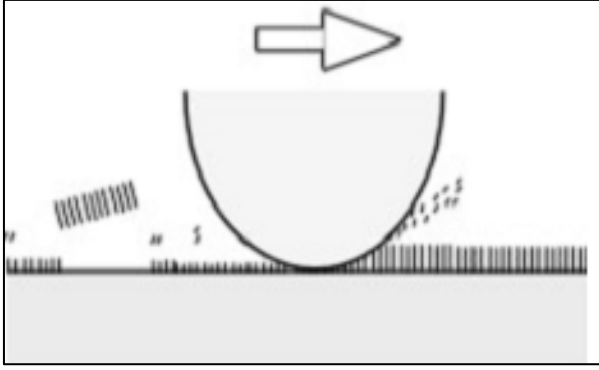
Malzemelerin yorulması, elastik ve plastik deformasyon, pekleşmesi ve/veya yumuşaması, çatlak başlangıcı ve çatlağın büyümesi Şekil 6.4'de şematik olarak gösterildiği gibi sırayla ilerlemektedir. Çatlaklar katı yüzeyden veya altından kaynaklanabilir. Yüzeyden kaynaklanan çatlaklar, malzemeye yüzeyine eğimli bir yönde ilerlemektedir.



Şekil 6.4. Yüzey yorulmasında çatlak oluşumu ve ilerlemesi [156].

#### 6.1.4. Korozi aşınma

Korozi aşınma, aşındırıcı gaz ve sıvı varlığında gerçekleştiğinde yüzey ile kimyasal veya elektrokimyasal etkileşimler meydana gelmektedir. Aşındırıcı ortam tarafından hızlandırılan bu tür aşınmaya korozi aşınma denilmektedir. Korozi aşınma sırasında yüzeyde tribokimyasal bir reaksiyon tabakası meydana gelmektedir. Bu tabakanın bir kısmı aşınma sürtünmesi ile yüzeyden uzaklaştırılsa da aşınma ve reaksiyon katmanları oluşmaya devam etmektedir. Bunun sonucunda yüzeyden malzeme ayrılması meydana gelmektedir [157]. Korozi aşınma mekanizmasının şematik gösterimi Şekil 6.5'te verilmiştir.



Şekil 6.5. Korozyon aşınma mekanizmasının şematik gösterimi [157].

## 6.2. Aşınma test yöntemleri

Aşınma testleri, farklı aşınma test düzenekleri (Tribometreler) ile gerçekleştirilebilmektedir. Standartı belirlenmemiş tribolojik testlerin yapıldığı çok sayıda ve türde test düzenekleri bulunmaktadır. Test metodu standardı ve tüm test işlemleri belirlenen farklı aşınma mekanizmalarının simüle edilebildiği basitleştirilmiş önemli test düzeneklerinin bazıları Çizelge 6.1’de verilmiştir.

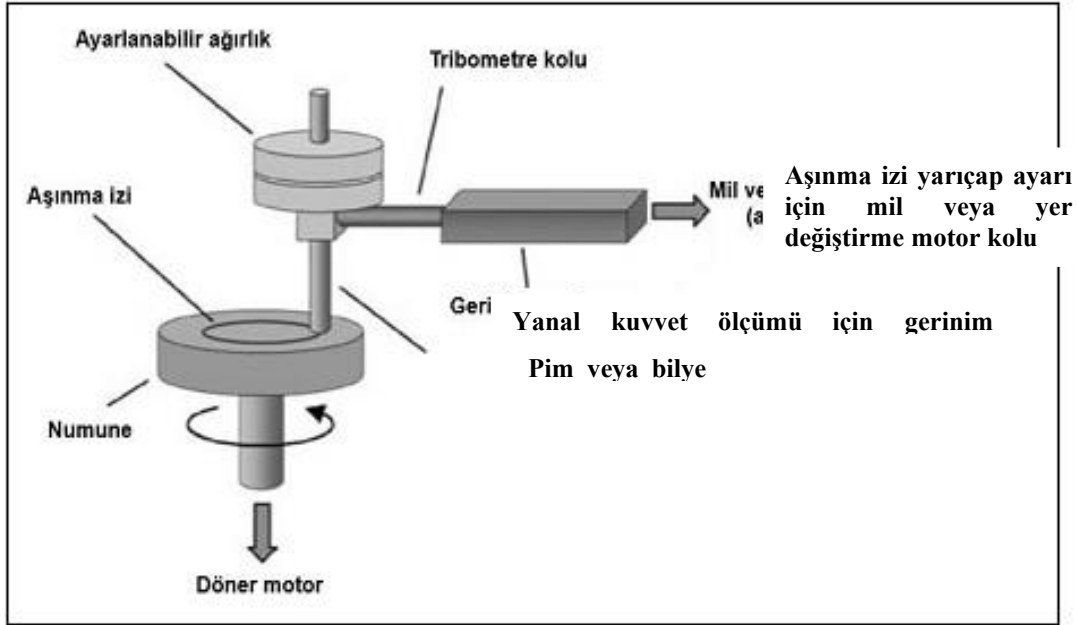
Çizelge 6.1. Bazı tribolojik test düznokleri, test metodu standardı, ilgili aşınma prosesleri ve simüle edilen aşınma mekanizmaları [159].

| Tribolojik Testler | Test Yöntemi Standardı | Simüle Edilen Test Prosedürü | Simüle Edilen Aşınma Mekanizması                |
|--------------------|------------------------|------------------------------|-------------------------------------------------|
| Pin-on-Disk        | ASTM G99-17            | Kayma Aşınması               | Adhezif Aşınma - Tribooksidatif aşınma          |
| Blok-Halka         | ASTM G77-05            | Kayma Aşınması               | Adhezif Aşınma - Tribooksidatif aşınma          |
| Disk-on-Disk       | ISO 6336               | Yuvarlanma-Kayma Aşınması    | Temas Yorulması / Adezyon-Tribooksidatif aşınma |
| 4 Bilye (küre)     | ASTM D 4172-94         | Yuvarlanma Aşınması          | Temas Yorulması                                 |

### 6.2.1. Pin-on-disk testi

Pin-on-disk testi pek çok makine elemanı veya tribolojik sistem için yaygın olarak kullanılan test sistemlerinden birisidir. Mevcut çalışmada aşınma testleri için bu sistem kullanılmıştır. Disk üzerinde sürtünen pim (pin-on-disk) yöntemine göre yapılmıştır. Bu test düzeneği Şekil 6.6'da gösterilmiştir.

Bu testte aşınma durumu incelenecek olan numune pim veya disk olabilmektedir. Aşındırıcı pimin uygulayacağı kuvvet üzerine yüklenen ağırlıklarla ayarlanabilmektedir. Ağırlığı ayarlanan aşındırıcı pim, sabit olarak düzeneğe bağlanarak belirlenen hızda ve mesafede numune yüzeyini aşındırmaktadır. Bu test tekniği kullanılarak, kuru kayma halindeki sürtünme ve aşınma davranışlarının yanında (sınır sürtünme) sıcaklığın kontrol edildiği ortamlardaki sürtünme ayrıca pime doğrusal hareket vererek, zımpara diskler üzerinde abrazif aşınma davranışları da incelenebilmektedir. Dönel disk için farklı malzemeler kullanılmaktadır. Aynı cihazda pim ucu şekli değiştirilerek testler yapılabilir. Bu yöntem çoğunlukla disk aşınma testleri için seramik bilyeler kullanılarak uygulanmaktadır. Pim malzemesi seçimi, numunenin sertliği ve malzeme türüne göre de farklılık göstermektedir [160].



Şekil 6.6 Pin-on-disk test düzeneği [161].

### 6.2.2. Aşınma ölçüm yöntemleri

Aşınma deneylerinde aşınmanın ölçümü, ağırlık farkı [162–166], kalınlık farkı [166–172], iz değişimi [164,167,168] ve radyoizotop [167] yöntemi ile yapılmaktadır. Bu yöntemler içerisinde ağırlık farkı yöntemi, duyarlılık kapasitesi ve ekonomik olması nedeniyle en çok kullanılan aşınma ölçüm yöntemi konumundadır.

### 6.2.3. Ağırlık farkı yöntemi

Ağırlık kaybının ölçülmesinde,  $10^{-3}$  veya  $10^{-4}$  gr duyarlılıkta terazi kullanılmaktadır. Bu yöntemde numune yerindeyken numune üzerinden doğrudan ölçüm alınamamaktadır. Bu nedenle her ölçüm için numunenin yerinden çıkartılarak ölçüm yapılması gerekmektedir. Ağırlık kaybı hacimsel aşınma miktarı olarak belirtilmek istendiğinde, ağırlık kaybından yola çıkılarak ve kullanılan malzemenin yoğunluğu ve deney numunesi üzerine etki eden yükleme ağırlığı hesaba katılarak, birim yol ve birim yükleme ağırlığına karşılık gelen hacim kaybından ağırlık kaybı hesaplanmaktadır [162–166].

Ağırlık farkı ölçme metodunda en çok kullanılan bağıntı aşağıdaki gibidir:

$$W_a = (\Delta m)/M.s.\rho$$

burada:

$$W_a = \text{Aşınma oranı (mm}^3/\text{Nm)}$$

$$\Delta m = \text{Ağırlık kaybı (gr)}$$

$$M = \text{Yükleme ağırlığı (N)}$$

$$s = \text{Aşınma yolu (m)}$$

$$\rho = \text{Yoğunluk (gr/cm}^3\text{)}$$

olarak verilmiştir. Aşınma oranının ( $W_a$ ) tersi ise, aşınma direnci ( $W_r$ ) olarak gösterilir.

$$W_r = 1/ W_a \text{ (Nm/mm}^3\text{)}$$

Genellikle iki elemanlı abrazif aşınmanın hesaplanmasında kullanılan başka bir bağıntı, bir km kayma yoluna karşılık gelen yükseklik kaybı bağıntısıdır.

$$V_g = (10^4 \Delta m)/(F.p.s) \text{ (}\mu\text{m/km) burada:}$$

$$V_g = 1 \text{ km aşınma yoluna karşılık gelen yükseklik kaybı (}\mu\text{m)}$$

$$\Delta m = \text{Ağırlık kaybı (gr)}$$

$$F = \text{Aşınma yüzeyi (cm}^2\text{)}$$

$$\rho = \text{Yoğunluk (gr/cm}^3\text{)}$$

$s$  = Kayma yolu (km) olarak alınır.

Deney malzemesi yükseklik kaybının, karşılaştırma malzemesi (örneğin Fe 37 çeliği) yükseklik kaybına oranı, aşınma orantı sayısını ( $W_g$ ) verir.

$$W_g = V_g(\text{deney numunesi}) / V_g(\text{Fe 37})$$

Bu orantı sayısının ters değeri ise, bağıl aşınma direnci ( $R$ ) olarak tanımlanır.

$$R = 1 / W_g$$

### 6.3. Dökme Demirlerde Farklı Matrisli Yapıların Aşınma Özellikleri

Üretim maliyeti düşük dökme demirler, endüstride çok yaygın olarak kullanılmakta ve kullanımları sırasında aşınmaya maruz kalabilmektedirler. Dökme demirlerde matris yapıların oluşumunda döküm koşulları, kimyasal bileşim ve uygulanan ısıt işlemler belirleyici etkenlerdir. Farklı türlerden dökme demirlerde matris yapılar (örn, ferritik, perlitik, martensitik, östenitik, veya bu yapıların kısmi karışımları) birbirlerine benzerlikler göstermektedirler. Bir mikroyapı genelinde çoğunluğu oluşturan matris yapı, pek çok mekanik özelliklerin belirleyicisi konumunda görünmektedir.

Literatürde, farklı tür ve matrisli dökme demirlerin aşınma özellikleri üzerine yapılmış pek çok araştırma bulunmaktadır [173–208]. Bu çalışmaların laboratuvar testlerinde genel olarak disk üzerinde pin ve halka üzerinde blok test düzenekleri kullanılmıştır.

Ösferritik matrisli östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlerin (ÖKGDD) aşınma direnci üzerine yapılan çalışmalarda araştırmacılar östemperleme sıcaklığı ve bekletme süresinin aşınma direnci üzerindeki etkilerine yoğunlaşmışlardır [173,174,185,196,203–207]. Bu araştırmacılar, izotermal östemperleme işlemi sırasında, erken aşamalarda karbonca yeterince zenginleşmemiş ana östenitin fazının bir kısmının sert martensitik yapıya dönüşürken, diğer geriye kalan karbonca zengin östenitin ösferritik (kararlı östenit+beynitik ferrit) yapıya dönüştüğünü, östemperleme bekletme süresi ilerlediğinde östenitin karbonca zenginleşmesi arttığı için sert martensitin yerini daha sünek ve kararlı ösferritik yapının aldığını ve östemperleme bekletme süresinin daha da ilerlemesi

durumunda, kararlı östenitin beynitik ferrit ve karbüre dönüşümüyle sonuçlandığını ve bu aşama da karbür oluşumu nedeniyle sertliğin arttığını belirtmişlerdir.

ÖKGDD’lerde yüksek östemperleme sıcaklıkları, düşük sıcaklıklarına göre daha kaba ve yumuşak ösferritik yapıların oluşumuna neden olduğu için bu yapıların aşınma direncinin düşük olduğu gözlenmiştir [173]. Ayrıca ilerleyen östemperleme sürelerinde yumuşak ösferritik yapı hacim oranının artarak sert martensitik yapının yerini aldığı için aşınma direnci zayıflamıştır [185,196,203–207].

Şahin ve diğerleri, [205] KGDD’de çift matrisli (ferritik+ösferritik ve ferritik+martensitik) ve tamamen ösferritik ve martensitik matrisli yapıların abrasif aşınma davranışlarını araştırmışlardır. Araştırma sonuçları, martensitik matrisli KGDD’lerin aşındırıcı aşınma kayıplarının ösferritik matrisli KGDD’lerden daha düşük olduğunu göstermiştir. Ferritik+martensitik çift matrisli yapılarda martensitik yapı hacim oranı, ösferritik+ferritik çift matrisli yapılarda da ösferritik yapı hacim oranı arttıkça aşındırıcı aşınma kaybı azalmıştır.

İlgili çalışma sonuçları da, diğer çalışma sonuçlarına benzer şekilde östemperleme süresinin artmasıyla birlikte sert martensitin yerini daha yumuşak ösferritik yapının aldığını ve bu nedenle aşındırıcı ağırlık kaybının arttığını göstermiştir.

Sert martensitik matrisli numunelerde gözlenen aşındırıcıların kırılma miktarındaki artış aşınmadaki artışa katkıda bulunmuştur. Sünek malzemelerde mikrokırıntılar mikro talaşlanma modunda, daha sert malzemelerde mikro sürtünme nedenli çizilme baskın aşınma mekanizmasıdır. Ancak martensitik matrisli numunelerde, mikro sürtünme nedenli çizilme ve yüzeye gömme kombinasyonlarının aşınması da oluşmuştur. Çift matrisli ferritik+ösferritik ve ferritik + martensitik numunelerinin yüzeyleri daha pürüzsüz yüzey sergilerken ösferritik ve martensitik matrisli numunelerin ise daha pürüzlü yüzeyler sergilediği gözlenmiştir.

ÖKGDD’lerin aşınma direncinin bazı demir esaslı malzemelere göre daha üstün olduğu gözlenmiştir [175,176,208]. Ghaderi ve diğerleri, [208], özellikle düşük kayma hızı koşullarında, halka üzerinde blok kayma aşınma testlerinde ÖKGDD’nin, perlitik lamel grafitli dökme demirden (PLGDD) daha yüksek aşınma direnci sergilediğini rapor

etmişlerdir. Ayrıca, demiryolu frenleme uygulamalarında ÖKGDD'in, PLGDD için potansiyel bir ikame olabileceği ve ağır yük koşulları altında mangan çeliğinin olası bir ikamesi olabileceği bildirilmiştir [176].

Küresel grafit sayılarının farklı olduğu ferritik-perlitik KGDD'lerde kayma aşınması sonuçları, aşınma mekanizmalarının uygulanan yük ve küresel grafit sayısına bağlı olarak oksidasyon, adeziv (yapışkan) ve delaminasyon (katmanlara ayrılma) olduğu gözlenmiştir [177]. Uygulanan yük artırıldığında, aşınma mekanizmasında oksidatif aşınmadan delaminasyonla ilişkili adeziv aşınmaya doğru bir değişiklik olduğu gösterilmiştir. Düşük uygulama yüklerinde aşınma direnci, küresel grafit sayısının azalmasına paralel olarak azalmış ancak daha yüksek uygulama yüklerinde aşınma direnci, küresel grafit sayısının artmasıyla birlikte azalmıştır.

ÖKGDD'nin, aşınma performansını eşdeğer sertlikteki farklı matris yapılarla karşılaştırılmıştır [178–180]. Bu çalışmalardan birinde kalıntı östenitin temperlenmiş ÖKGDD'de dönüşüm özellikleri incelenmiştir [178]. Bu çalışma sonuçları, 177 °C'lik bir tavlama işleminin, genel sertliği değiştirmediğini, kalıntı östenitin bir kısmının yeni kırılğan martensite dönüştürülmesi sonucu artan sertliğin matriste mevcut su verilmiş martensitten nispeten yumuşak temperli martensit oluşumuyla dengelendiği, aynı östemperleme sıcaklığı ve tutma süresi altında, artan temperleme çevrimi sayısı ile kalıntı östenit miktarının azaldığını, aynı bekletme süresi ve tavlama döngüleri altında, matriste daha az kalıntı östenitin bulunduğunu ve daha yüksek östemperleme sıcaklığı altında kalıntı östenitin daha küçük bir dönüşüm yüzdesinin meydana geldiğini göstermiştir. Bu sonuçların nedeni, ÖKGDD matrisinde daha yüksek karbon içerikli östenit ve iğne benzeri ferrit fazlarının varlıklarına dayandırılmıştır.

Aynı sertlik için, ÖKGDD, geleneksel su verilmiş ve tavllanmış KGDD'e kıyasla önemli ölçüde daha yüksek aşınma direncine sahip olmuştur. Temperleme işlemi, matriste kalıntı östenit miktarını azalttığı için ÖKGDD aşınma direncini iyileştirmiştir

Tek geçişli bir sarkaç cihazında gerçekleştirilen ÖKGDD'nin, aşındırma aşınmasını eşdeğer sertlikteki farklı matris mikro yapılı (ferrit, perlit, ösferritik ve martensit) KGDD'lerin aşındırma aşınmasıyla karşılaştırıldığı diğer bir çalışma [179] sonuçları aşağıdaki şekilde verilmiştir.



- Sertliği 280 - 330HV arasında değişen ince perlitik yapıya sahip numuneler, aynı sertliğe sahip östemperlenmiş veya su verilmiş ve temperlenmiş numunelere göre daha yüksek aşınma direnci sergilemiştir.
- 260–300°C aralığında östemperlenmiş ve sertlikleri 450 - 500 HV arasında olan ÖKGDD numunelerine 30 µm derinliğinde çizikler yapıldığında, aynı sertlikteki su verilmiş ve 400 - 450°C temperlenmiş KGDD'e göre, daha yüksek aşınma direnci göstermiştir. 100 µm'den daha derin çizikler için su verilmiş ve temperlenmiş dökme demirler daha iyi performans sergilemiştir.
- Sertliği 300 HV düzeyinde olan perlitik matrisli KGDD'de, 60 µm derinliğe kadar olan çiziklerde en iyi performans elde edilmiştir.
- Sertlikleri 450 HV düzeyinde olan KGDD'lere göre aşındırıcı aşınmaya karşı en iyi direnç, ösferritik matrisli malzemede gözlenmiştir.
- Sertliği >500 HV olan ve tavlanmış martensitik matrisli KGDD'ler, zayıf aşınma direnci göstermiştir.
- Ferritik-perlitik matrisli KGDD'lerin aşınma direnci, sertliği artıran perlit hacim oranındaki artış ve perlit lameller arası aralıktaki azalışla birlikte doğrusal olarak artış göstermiştir.
- ÖKGDD'in aşınma direnci, yapıda kalıntı östenit miktarının artmasıyla birlikte azalmıştır.

### **6.3.1. Aşınma testleri sırasında gerilim kaynaklı östenitten martensite dönüşüm (Transformation induced plasticity-TRIP) reaksiyonu**

ÖKGDD'in mükemmel aşınma dirençlerinin, yüksek bölgesel gerilme veya plastik deformasyon sonucu kalıntı östenitin martensite dönüşmesinden kaynaklandığı rapor edilmiştir [157,180–184,186–188].

Disk üzerinde pinli döner test düzeneği kullanılarak ÖKGDD'in aşınma davranışının incelendiği çalışmada [184], östempereleme sıcaklığının arttırılmasıyla birlikte aşınma direncinin iyileştirilebileceği bildirilmiştir. ÖKGDD'in aşınma kaybı, ÖKGDD'in üretildiği KGDD döküme göre %38 kadar daha az gerçekleşmiştir. Pin ve disk arasındaki arayüze uygulanan dış kuvvet, kalıntı östenitin martensite dönüşümü için yeterli gerilim üretmiştir. Ayrıca, temas yüzeyi çevresinde önemli bir sıcaklık sıçramasının gözlenmemesi, dönüşüm

reaksiyonunun sıcaklık tarafından üretilme ihtimalini ortadan kaldırmıştır. Kalıntı östenit, martensit plakalarının yakınında blok şeklinde östenit olarak tanımlanmıştır.

Tüm test koşulları ve sertlik seviyeleri aynı olan su verilmiş ve temperlenmiş KGDD ve östemperlenmiş ÖKGDD'in aşınma davranışlarının incelendiği çalışma sonuçları, oksidasyon aşınmasının ana mekanizma olduğunu, ÖKGDD'in, su verilmiş ve tavlanmış KGDD'den daha fazla aşınmaya dirençli olduğunu göstermiştir [180]. Aşınma direnci daha yüksek yük uygulaması ve uzun kayma mesafesinde daha da iyileşmiştir. ÖKGDD'in olağanüstü aşınma direncinin nedenleri, aşınma testi sırasında özellikle düşük karbonlu kalıntı östenitin gerilim kaynaklı martensite dönüşümüne ve ösferritik yapının pekleşmesine dayandırılmıştır.

ÖKGDD aşınma direnci üzerine yapılan bir başka çalışmada [181], ÖKGDD'nin aşınma direncinin, AISI 4340 çeliğine benzer, sertleştirilmiş ve temperlenmiş AISI 1050 karbon çeliğinden yaklaşık iki kat daha az ve beyaz ve alaşımlı dökme demirlerden ise önemli ölçüde daha yüksek aşınma direnci sergilediği gözlenmiştir. ÖKGDD'nin üstün aşınma direncinin nedeni, aşınma testleri sırasında yüzey tabakasında meydana gelen yüksek karbonlu östenitin martensite dönüşmesine dayandırılmıştır.

Yüksek uygulama yükü altında gerçekleştirilen ÖKGDD'lerde pin aşınma testi sonuçları [182] ÖKGDD'lerin aşınma direncinin üretildiği KGDD'lerden daha üstün olduğunu göstermiştir. Bu sonucun, gerilim kaynaklı östenitten martensite dönüşüm (TRIP) etkisinden kaynaklandığı bildirilmiştir. Bu çalışma ve diğer çeşitli dökme demirler, çelik ve aşınmaya dayanıklı dökme demirler için pin aşınma testi sonuçlarının mukayese amaçlı karşılaştırmaları, hacim kaybı-sertlik grafiği olarak sunulmuştur. Bu verilere dayalı olarak yapılan değerlendirmeler aşağıda verilmiştir:

- ÖKGDD'lerin hacim kaybı-sertlik eğrisi, test parçasının yüzeyindeki östenitten martensite dönüşümün bir sonucu olarak nispeten düzdür. Bu sonuç malzeme kaybının sertliğe karşı duyarsız olduğuna işaret etmektedir.
- Yüksek uygulama yükü altında, ÖKGDD'ler, Karbürlü ÖKGDD , Ni-Hard Sınıf 2 ve aşınmaya dayanıklı dökme demirler, KGDD ve Su verilmiş ve Temperlenmiş çelikten daha iyi aşınma direncin göstermektedirler. ÖKGDD'lerin aşınma direnci, karbürlerin ilavesiyle veya karbürlü ÖKGDD kullanılarak daha da geliştirilebilir. Kaybedilen

malzemenin hacmi, mevcut karbürün hacim oranına bağlıdır ve daha yüksek karbür hacimleri daha iyi aşınma direnci ile sonuçlanmaktadır.

- En iyi aşınma direncini, aşınma dirençli dökme demirler göstermektedirler. Ancak karbürü ÖKGDD'ler ve Su verilmiş ve Temperlenmiş KGDD'ler, bu dökme demirlerin bazılarının performansına rakip olabilirler.

Farklı Cr, Mo, Ni, Ti vb. içeriklere sahip alaşımlı ötektik üstü lamel grafitli dökme demirlerin (LGDD) perlitik ve östemperlenmiş koşullardaki mekanik ve aşınma özelliklerinin incelendiği çalışmada [184] ÖLGDD alaşımlar, PLGDD'lere göre 7-15 kat gibi yüksek aşınma direnci göstermiştir. PLGDD'lerin aşınma dirençlerindeki artışın, perlit ve karbürlerin hacim oranı ve inceliğine, ÖLGDD'lerin aşınma dirençlerindeki artışın ise aşınma testleri sırasında gerçekleşen gerilim kaynaklı östenitten martensite dönüşüme bağlı olduğu ve gerilim arttıkça martensit hacim oranının arttığı rapor edilmiştir.

Su verilmiş, temperlenmiş ve östemperlenmiş koşullarda alaşımlı LGDD'in mekanik ve aşınma davranışının araştırıldığı çalışma [186] sonuçları en yüksek aşınma direncinin, aşınma testi sırasında gerilim nedenli kalıntı östenitten martensite dönüşümün gerçekleştiği ÖLGDD'lerde görüldüğü bildirilmiştir. Su verilmiş ve 100 ve 400 °C 'de temperlenmiş LGDD'lerin aşınma dirençleri, ÖLGDD'lerle karşılaştırılabilir düzeyde bulunmuştur.

LGDD'de sementit küreselleşme süresinin kayma aşınmasına tepkisinin etkisini çalışma [187] sonuçları, aşırı küreselleştirilmiş ve ferritik LGDD'de matrisin önemli ölçüde deforme olduğunu, faydalı oksidatif aşınmanın oluşmasının engellediğini ve dolayısıyla AISI 4330 üretilen disk karşılığına zarar verdiğini, yüksek uygulama yükü altındaki ve aşırı küreselleştirilmiş yapıda şiddetli aşınmaya geçiş yaşandığını göstermiştir. Yüzey altı deformasyon derinliğinin aşırı küreselleşmeye neden olan tavlama süresi ile arttığını, ancak yük ile artmadığı gözlenmiştir.

ÖKGDD ve yüksek kromlu beyaz dökme demirin (YKBDD) aşınma özelliklerinin incelendiği çalışma [188] sonuçları, sertliği yüksek YKBDD'lerin ÖKGDD'lerden daha iyi aşınma direnci performansı sergilediğini, aşındırıcı malzemeye uzun süre maruz bırakılan ÖKGDD'lerde sürekli gerilim nedenli kalıntı östenitten martensite dönüşümün gerçekleşmesi sonucu daha düşük kütle kaybının yaşandığını göstermiştir.

Nikel içerikleri farklı ÖKGDD'lerin kuru kayma aşınmasının incelendiği araştırma [189] sonuçları, aşınma direncinin düşük uygulanan yükler için östemperleme sıcaklığından bağımsız olduğunu, ancak aşınma direncinin artan Ni içeriği ile yüksek östemperleme sıcaklıklarında ve yüksek uygulanan yüklerde arttığını göstermiştir. Aşınma direncindeki artışın nedeni, gerilim kaynaklı kalıntı östenitten martensite dönüşüm ve östenitin pekleşme etkilerine dayandırılmıştır. Yine bu çalışma sonuçlarına göre aşınma sırasında yüzey altı yorulmasının meydana geldiği ve yüzeye yakın grafit kürelerinin aşınmanın erken aşamalarından itibaren plastik olarak deforme olduğunu ve çatlak çekirdeklenme bölgeleri olarak hareket ettiğini göstermiştir.

Kumari ve diğerleri [206] ÖKGDD'lerde östenitleme sıcaklığının, gerilim kaynaklı kalıntı östenitten martensite dönüşümüne (TRIP) etkisini incelemişlerdir. Sonuçlar TRIP etkisinin büyük ölçüde östenitleme sıcaklığına bağlı olduğunu, östenitleme sıcaklığı arttıkça, tüm östemperleme sıcaklıklarında TRIP etkisi eğiliminin arttığını, yüksek östenitleme ve östemperleme sıcaklıklarının, östenitin kararlılığını azalttığını ve bu nedenle TRIP etkisi eğiliminin daha fazla arttığını göstermiştir.

Daber ve diğerleri [190] ÖKGDD'de östemperleme sıcaklığının TRIP üzerine etkisini çalışmışlardır. Sonuçlar, yüksek sıcaklıklarda östemperlemeye tabi tutulan kalıntı östenitin boyutunun daha büyük olduğu numunelerin TRIP üretme eğilimine sahip olduğunu, daha düşük östemperleme sıcaklıklarında ise östenitin boyutunun incelmesinin yanı sıra östenitin yakınında büyük miktarda ferrit bulunmasının da TRIP etkisi oluşumunu engellediğini göstermiştir.

25 N ve 100 N'lik iki farklı yük ile ÖKGDD üzerinde blok üzerinde bilye ileri geri kaymalı aşınma testleri uygulandığı araştırma [191] sonucu 100 N altında mikro sertlikteki artışın dikkat çekici hale geldiğini göstermiştir. Bu çalışmada dönüşüm reaksiyonundaki kalıntı östenit varlığı açıkça doğrulanmamıştır.

Balos ve diğerleri [192] ise ÖKGDD'in iyi aşınma direncinin, yüksek bölgesel gerilim nedeniyle TRIP etkisine bağlı olduğunu belirtmişlerdir. TRIP etkisinin ancak gerekli miktarda düşük karbonlu östenit varlığı ve yerel basınç yerine getirildiğinde meydana gelebileceğini bildirmişlerdir. Zhang ve arkadaşları [193], sertleşen yüzey tabakasının,

karbon yüzdesi yüksek östenitin martensite dönüşümü ile açıklanabileceğini değerlendirmişlerdir.

Kumari ve diğerleri [206], ÖKGDD numunelerinin aşınmış yüzeyinin altında koyu dağlanmış merceksi martensitik fazı gözlemişlerdir. Ancak, açıkça kalıntı östenit tanımı yapılmamıştır. Dönüşümde yer alan kalıntı östenitin, östemperleme işleminde ilk aşamanın %100 tamamlanması halinde karbonca doymuş östenit içerdiğine ve son matriste bir miktar martensit oluşmuşsa hem karbonla doymuş östenit hem de düşük karbon içerikli östenit içerdiği değerlendirilmiştir. Yüksek bölgesel gerilim veya plastik deformasyon altında, düşük karbon içerikli kalıntı östenit, yarı kararlı olduğu için önce martensite, ardından yüksek karbon içerikli östenite dönüşmüştür. Yüzey sertliği artışı sayesinde aşınma direnci iyileştirilmiştir [191,194,195].

Östemperleme parametreleriyle birlikte, alaşım elementlerinin ilavesi de ÖKGDD'in aşınma direncini önemli derecede etkilemektedir [176]. Bor ilavesinin tek aşamalı işlemlerle üretilen ÖKGDD'in aşınma direncini artırdığı bulunmuştur [176]. Molibden miktarının artırılmasından sonra iğnemsiz ferrit daha ince hale gelmesi ve karbonca doymuş östenit yüzdesinin artması sonucu aşınma direnci üzerinde etkili olabildiği gösterilmiştir [197]. Kuru yuvarlanma aşınma testleri içinde benzer sonuçlar bildirilmiştir [193] [198].

Turenne ve diğerleri [199] yüksek kromlu BDD'in aşındırıcı aşınma direncine matris mikroyapısının etkisinin araştırıldığı çalışmada, krom ve karbon içerikleri ve ötektik karbür ( $M_7C_3$ ) miktarı aynı olan ancak farklı matrisli (östenitik veya martensitik ve ferritik) yapılar incelenmiştir. Sonuçlar, tüm yüksek kromlu BDD'ler için mikro talaşlanma ve sürtünme nedeniyle çizilmenin geçerli olan aşınma mekanizmaları olduğunu, matrisin sünekliği ile birlikte çizilme oranının arttığını, ferritik matristeki oluklarda yırtılmaların yüzey bozulmasını artırması nedeniyle kütle kaybını artırdığını, aşındırma aşınmasından kaynaklanan kütle kayıpları ile oluk derinliğinin ilişkili olduğunu, test sırasında pekleşme sertleşmesi nedeniyle östenitik matrisin başlangıç sertliği martensitik matrisin sertliğinden daha düşük olmasına rağmen östenitik matrisin martensitik matristen daha iyi aşınma direnci sahip olduğunu göstermiştir. Bu sonucun nedeni, diğer yapılarınkini aşan bir sertlikle sonuçlanan östenitik matrisin güçlü pekleşme sertleşmesi sağlamasına atfedilmiştir.

Katılma hızları farklı östenitik ve  $M_3C$  karbürleri içeren martensitik matrisli BDD'lerin aşındırıcı aşınması, kütle kaybı, farklı boyutlarda alümina kullanılarak aşındırıcı disk üzerindeki pin tipi testleriyle değerlendirildiği araştırma [200] sonuçları, aşındırıcı aşınma mekanizmalarının mikro talaşlanma, mikro yorulma ve mikro sürtünme nedenli çizilme olduğunu göstermiştir. 66 ve 93 $\mu m$  boyutlarındaki alümina aşındırıcılar için östenitik matris martensitik matrise göre daha yüksek aşınma direnci sergilediği, 23,6 ve 36  $\mu m$  boyutlarındaki alümina aşındırıcılar için ise aşınma oranının östenitik ve martensitik matrisler için benzer olduğu bildirilmiştir. Büyük boyutlu aşındırıcılar, östenitik matrisde daha fazla penetrasyon ve plastik deformasyona neden olurken, martensitik matrisde ise, daha fazla mikro talaşlanma oluşumu üreterek aşınma oranını artırmıştır. Sertliği düşük östenitik matriste yoğun plastik deformasyon oluşumu sonucu mikro çatlamlar ve karbür ayrılması gözlenmiştir.

Yüksek kromlu BDD'in kayma aşınmasında, molibden ve krom içeriğinin etkisinin incelendiği çalışma [201] sonuçları aşınma davranışının matris mikro yapısı ve karbürlerin türü, molibden ve kromun nispi miktarlarına bağlı olduğunu göstermiştir. Mo içermeyen tek fazlı ferritik matriste aşınma kaybı oldukça fazla gerçekleşmiştir. Matris çok fazlı ( $\alpha/\alpha'/\gamma$ ) olduğunda ise, aşınma kaybının sıfıra doğru azalma eğilimi göstermiştir. Aynı Cr içeriği ve tek fazlı bir matris için, Mo içeriğinin artması ile sertlik artarken aşınma kaybı azalmıştır. Eşdeğer bir sertlik seviyesi için, matrisin ferritik olması durumunda ferritik matrisin plastik olarak daha kolay deforme olması sonucu karbür mikro çatlak ve kırıntı (döküntü) oluşumlarına katkıda bulunduğu için aşınma kaybı her zaman daha yüksek olmuştur. Mikro çatlaklar, ötektik veya birincil  $M_7C_3$  karbürlerde her zaman görülürken,  $M_6C$  karbürlerde görülmemiştir. Bu nedenle  $M_6C$  karbürlerin, aşınma direncini artırmada daha etkili olduğu ileri sürülmüştür.

Filipovic ve diğerleri, [202] yüksek kromlu BDD'lerde, aşınma direnci - kırılma tokluğu - mikroyapı korelasyonunu araştırmışlardır. Araştırma sonuçları, düşük gerilimli aşınma koşulları altında aşınma direnci üzerinde matris yapı türünün, ötektik  $M_3C$  veya  $M_7C_3$  karbür fazlarının hacim oranlarının, karbür boyutları ve dağılımlarının etkili olduklarını göstermiştir. Matris yapı içerisinde ötektik karbürleri güçlendirme bakımından martensitik veya martensit-östenitik matris yapısı, östenitik matrise göre daha etkili olarak çatlamayı ve ayrılmayı en aza indirmiştir. Matris bölgelerinde çökelen ikincil karbürlerin de aşınma davranışını etkilediği bildirilmiştir.

Literatürde hali hazırda ösferritik matrisli BDD'lerin aşınma direnci ile ilgili çalışma henüz bulunmamaktadır.

Literatürdeki çalışmaların sonuçlarına göre, aşınma direnci açısından matris türleri birbirleri ile karşılaştırıldığında en iyiden en zayıfa doğru östenitik, ösferritik, martensitik, perlitik ve ferritik matrisler olarak sıralanabilir [209].

Yine literatürdeki çalışmaların sonuçlarına göre, aşınma direnci açısından çift matris türleri birbirleri ile karşılaştırıldığında en iyiden en zayıfa doğru ferritik+ösferritik, ferritik+martensitik ve ferritik+perlitik matrisler olarak sıralanabilir [209].







## 7. BEYAZ DÖKME DEMİRLERDE DARBE TOKLUĞU

Malzemenin ani darbelere karşı dayanımı, tokluğu ile yakından ilişkilidir. BDD'ler, kırma, öğütme, mineral işleme, bilyeli kumlama vb. için yaygın olarak kullanılmakta ve darbe etkisi altında kullanıldıkları için bu malzemelerin tokluk özellikleri, malzemenin kullanım ömrü ve kazaları önleme açısından büyük önem taşımaktadır. BDD'lerin döküm mikroyapısını kimyasal bileşime ve soğutma hızına bağlı olarak östenit, martensit veya perlit matrisinde dağılmış ötektik karbür ağı oluşturmaktadır [6,7,22,92,210–223]. Bu mikro yapı, yüksek sertlik ve aşınma direnci sağlamaktadır. Bununla birlikte, matris içindeki ağlarıyla birlikte yüksek miktardaki MC karbürlerin varlığı bu dökme demirleri darbe etkisi altında kırılgan hale getirmektedir. BDD'lerin arzu edilmeyen bu özelliği bu malzemelerin, önemli ölçüde darbe tokluğu gerektiren alanlarda uygulamasını sınırlamaktadır.

Daha önceki çalışmalar, BDD'in darbe dayanıklılığını iyileştirmek için ötektik karbürlerin morfolojisini geliştirmeye odaklanılmıştır.

Huang ve diğerleri [218], basınç altında hazırlanan ötektiküstü yüksek kromlu beyaz dökme demirin mikro yapısı ve özelliklerini incelemişlerdir. Bu çalışmada ötektik üstü YKBDD yarı katı bir bulamacı, basınç altında bir soğutma eğimli gövde yöntemiyle metal bir kalıpta hazırlanmıştır. Çalışma sonuçları yarı katı ötektiküstü YKBDD numunelerindeki birincil karbür boyutunun çok daha ince hale geldiğini ve 150 MPa basınç altında yarı katı mikro yapıda hiçbir çekilme gözenekliliğinin kalmadığını göstermiştir. Darbe tokluğu testlerinden önce, numuneler martensit bir matrisi elde etmek için ısıtma işlemi tabi tutulmuştur (2 saat 1253 °K 'de östenitleme, havayla soğutma; ve 553 °K'de 2 saat temperleme). Çekme gözenekliliği olmayan numunenin darbe tokluğu, geleneksel numunelere göre % 121 ve çekilme gözenekli numunelere göre ise yaklaşık % 17 oranında artmıştır.

Zou ve diğerleri [7] düşük tungsten alaşımlı BDD'de ötektik karbürlerin küreselleşmesine Ce, K ve Na'nın etkisini incelemişlerdir. Tüm numunelere aynı matris yapıları sağlayan aynı ısıtma işlem sürecini uygulanmıştır. Isıtma işlemi uygulaması, 980 °C'de 2 saat ısıtma, havada soğutma, 300 °C'de 4 saat temperleme ve fırında soğutmadan oluşmuştur. Isıtma işleminden sonra, düşük tungsten alaşımlı BDD'lerin yapıları ötektik karbür + ikincil karbür

+ temper martensit + kalıntı östenitten oluşmuştur. Sonuçlar, ötektik karbürlerin modifikasyondan sonra, sürekli bir ağ yapısından küresel yapıya dönüştüğünü, karbür boyutunun incelendiğini ve düzgün bir şekilde dağıldığını göstermiştir. Darbe tokluğu, karbürlerin küreselleşme derecesinin artması ile birlikte % 72,2 oranında iyileşmiştir.

Zhi ve diğerleri [219] ağırlıkça % 20 Cr ötektiküştü BDD'in mikro yapısı ve darbe tokluğu üzerindeki ferroalaşım tozu ve modifikasyonun etkisi çalışmışlardır. Bu çalışmada, Fe-Cr-C ötektiküştü yüksek kromlu beyaz dökme demir, endüstri sınıfı malzemelerden 1380 °C döküm sıcaklığında ferroalaşım tozu kullanılarak modifikasyon işlemine ve sırasıyla ferroalaşım tozu ve modife edicilerin kombinasyonuna tabi tutulmuştur. Numuneler darbe testinden önce 250 °C sıcaklıkta 2 saat gerilim giderme tavına tabi tutulmuştur. Modifikasyon ve ferroalaşım tozu her ikisi de ötektiküştü krom BDD'lerin mikro yapısında ve darbe tokluğunda önemli bir rol oynamıştır. Sonuçlar, ferroalaşım tozu veya modifiye edici maddelerin eklenmesiyle birincil karbürlerin incelendiğini ve alaşımların darbe tokluğunun, özellikle bunların kombinasyonu ile iyileştirildiğini göstermiştir.

Mourad ve diğerleri [220] molibden ilavesinin Ni-sert beyaz dökme demirin mikroyapısı ve mekanik özellikleri üzerindeki etkilerini incelemişlerdir. Bu çalışmada, IC Ni-Cr-GB sınıfı, farklı miktarlarda Mo ilave edilerek modifiye edilmiştir. Döküm numunelerin darbe enerjisi Mo içeriği ile ilişkilendirilmiştir. Ağırlıkça % 0,96'ya kadar Mo ilavesinin karbürleri inceltildiği ve böylece alaşımın darbe enerjinin iyileştirdiği gözlenmiştir.

Zhang ve diğerleri [221] ısıtılma işlemin düşük karbonlu BDD'lerin darbe tokluğuna, sertliğine ve mikro yapısına etkisini incelemişlerdir. DeneySEL sonuçlar, destabilizasyon sıcaklığı 950°C'den 1200 °C 'ye yükseltildiğinde darbe tokluğunun sürekli arttığını göstermiştir. Destabilizasyon işlemi sıcaklığının artmasıyla, kalıntı östenit miktarı artmış ve , darbe tokluğunun iyileşmesi kısmen bu artışa atfedilmiştir. 1130 °C 'de destabilizasyon işleminden sonra 200 ila 250 °C 'de 3 saat temperleme en yüksek darbe tokluğunu sağlamıştır ve 400 °C 'nin üzerinde temperleme yapıldığında ikincil sertleşme gözlenmiştir. Kalıntı östenit miktarı, destabilizasyon sıcaklığındaki artışla birlikte artmış, dökülmüş duruma kıyasla kalıntı östenitin mekanik kararlılığını önemli ölçüde iyileştirmiştir. 400 °C 'nin altında temperleme, kalıntı östenit miktarını ve mekanik kararlılığı etkilememiştir. Ancak kalıntı östenit miktarı, 400 °C 'nin üzerinde temperlendiğinde önemli ölçüde azalmıştır. Düşük karbonlu beyaz dökme demirlerdeki mangan ve nikel miktarının

azaltılmasının, kalıntı östenitin mekanik kararlılığını düşürebileceği ve darbe tokluğunda iyileşme sağlayabileceği ileri sürülmüştür.

Kazdal Zeytin ve diğerleri [222], bor ve ısıtılmanın standart 9630 ve 9645 geleneksel alaşımındaki BDD'in mekanik özelliklerine etkisi incelemiştir. Bu çalışmada geleneksel 9645 ve 9630 ve bor katkılı 9630 BDD'ler farklı ısıtılmalara tabi tutulmuş ve ardından alaşımın mekanik özelliklerindeki değişimler incelenmiştir. Dökülmüş koşullarda, 9645 geleneksel alaşımdaki plaka benzeri birincil karbürler, bor içeren 9630 alaşımında altıgen tipte karbürlere dönüşmüş ve yüksek miktarda ötektik hücresel yapı oluşmuştur.

Numunelere geleneksel (1050 °C'de 4 saat östenitleme, havada soğutma+450 °C'de 4 saat çift temperleme, havada soğutma ) ve çeşitli ek ısıtılmalara [kritik altı ısıtılma işlemi (6 saat 600 °C'de, havada soğutma) + destabilizasyon-kararsızlaştırma ( 970-1100 °C'lerde 4 saat östenitleme, havada soğutma)+ temperleme (200-450 °C'lerde 4 saat), havada soğutma )] uygulanmıştır. Bütün bu ısıtılma işlemleri, martensitik dönüşüm ve ikincil karbürlerin mekanik özellikler üzerindeki etkisinin gösterilmesi amaçlanmıştır.

Kritik altı ısıtılma işlemi (6 saat 600 °C'de, havada soğutma) + destabilizasyon-kararsızlaştırma ( 970 °C'de 4 saat östenitleme, havada soğutma)+ temperleme (200 °C'lerde), havada soğutma) işlemlerinin uygulandığı ısıtılma işlemi, standart ısıtılma işlemiyle her iki alaşımda da aşınma ve sertlik özelliklerini iyileştirmiştir. Bu ısıtılma işlemi, bor içeren 9630 alaşımının darbe dayanımını önemli ölçüde artırmıştır.

9630 alaşımının optimum aşınma ve darbe özellikleri, 970-1000 °C'de destabilizasyon ve ardından 200 °C'de sertliği düşürmeden 2 saat temperleme sonrasında elde edilmiştir. 970 ve 1000 °C'de destabilizasyon yapıldığında çökelen karbürler çözünmemiş halde kalmış ve daha kaba hale gelmiştir. 1100 °C'de destabilizasyon yapıldığında, matris karbonca zengin hale gelmiş ve kalıntı östenit oluşmuştur. Bu nedenle aşınma direnci ve sertlik azalmış; ancak çözümlü martenzit varlığından dolayı tokluk artmamıştır.

Jia ve diğerleri [223] çok döngülü su verme ve kritik altı işlemi takiben bir destabilizasyon ısıtılmasının uygulandığı BDD'de sertlik-tokluk ve aşınma direnci incelemiştir. Normalleştirme (N) (950°C'de 2 saat östenitleme + havada soğutma) ve 950°C'de 2 saat

östenitleme + yağda soğutma (YS) ve stabilize edici ısıtma işlemi ve kritik altı ısıtma işlemi ile kombinasyonu (S+K) (950°C'de 2 saat östenitleme, (destabilizasyon) + 950 °C'den yaklaşık 800 °C'ye yavaşça soğutma+ yaklaşık 50 s hava soğutmasının ardından yaklaşık 600 °C'ye su verme) olarak gerçekleştirilmiştir. S+K numunesinde tokluk değeri 12,6 J/cm<sup>2</sup> olup (N) numunesinin yaklaşık dört katı ve yağda soğutma numunesinin (YS) iki katı olmuştur. YS numunelerinin darbe tokluğundaki artış YS ısıtma işlemi sırasında martensitten kalıntı östenite karbonun ayrılması, karbür çökeltmesi ve martensitik dönüşüm arasındaki etkileşimi teşvik etmesine dayandırılmıştır. Bu etkileşim, yalnızca çok çevrimli su verme ile destabilizasyon ve kritik altı işlemleri birbirine bağlayan bir etki olarak, YS numunesinde normalleştirilmiş veya yağla soğutulmuş numunelerinden daha fazla ve daha ince ikincil karbürlerin ve daha fazla karbonca zenginleştirilmiş östenit oluşumuna yol açmıştır.

Farah ve diğerleri [210] YKBDD Nb alaşımının mekanik özellikler performansında su verme ve temperleme sıcaklıkları ve sıfır altı işlem gibi çeşitli parametrelerin etkisini çalışmışlardır. Genel olarak numunelere farklı sıcaklıklarda (950-1100 °C) östenitleme (destabilizasyon), soğutma (üfleli hava veya 60 °C yağda) + 450 °C'de temperleme ısıtma işlemleri uygulanmıştır. Bazı numuneler ise yukarıda verilen ısıtma işlemlere ek olarak ½ saat sıfır altı ısıtma işlemine tabi tutulmuştur.

Sonuçlar, dökülmüş koşullardaki alaşımın mekanik özelliklerinin östenitten martensite matris dönüşümünü destekleyen ısıtma işlemleri değiştirilebildiğini, daha yüksek östenitleme sıcaklıklarının, daha etkili karbür çözünmesine ve daha fazla miktarda kalıntı östenit oluşumuna yol açtığını ve bu nedenle sıfır altı kriyojenik işleme ihtiyaç duyulduğunu göstermiştir. Darbe tokluğu performansı açısından en iyi özellikleri 1100 °C'de 3 saat-750 °C'de 1 saat bekletilen ve ardından 60 °C sıcaklıktaki yağda soğutulan + 450 °C'de temperlenen numuneler sağlamıştır.

Zhi ve diğerleri [211] ısıtma işleminin ağırlıkça Fe-4.0 C-18.0 Cr-1.0 Mo-1.0 Ti içeren ötektiküstü YKBDD'in mikro yapısı ve mekanik özellikleri üzerindeki etkisi incelemiştir. Alaşımın döküm halindeki mikro yapısı esas olarak inceltirilmiş altıgen şekilli birincil M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> karbürler, ötektik M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> karbürler, östenit, perlit, az miktarda martensit ve TiC parçacıklarından oluşturmuştur. Numuneler 850-1050 °C sıcaklık aralıklarının farklı sürelerde östenitlemenin (destabilizasyon) ve bekletmenin ardından durgun havada

soğutulmuştur. Alaşımın ısı işleme tepkisi ve dolayısıyla geliştirilen mikro yapılar önemli ölçüde farklılık göstermiştir. Isıl işlem sıcaklığının artmasıyla çökelen ikincil karbürler  $M_3C$ 'den  $M_7C_3$ 'e değişmiş ve kalıntı östenit içeriği artmıştır. Isıl işlem sıcaklığının artmasıyla kütle sertliği ve matris mikrosertliği artmış ve  $1000^{\circ}C$  sıcaklıkta sırasıyla 64.6 HRC ve 850 HV tepe değerlerine ulaşmıştır. Ancak  $1050^{\circ}C$  ısı işlem sıcaklığında hepsi azalmıştır. Alaşımın darbe tokluğu, titanyum ve aşılama içermeyen geleneksel ötektiküstü YKBDD'e (ağırlıkça % 4.0 C ve %17.0 Cr ) kıyasla önemli ölçüde artmış ve değeri 6.1–6.9J/cm<sup>2</sup> aralığında gerçekleşmiştir, ancak ısı işlem sıcaklığının artmasıyla çok fazla değişmemiştir.

Hou ve diğerleri [92] farklı sıcaklıklarda östemperlenmiş yüksek kromlu beyaz dökme demiri araştırmak için rietveld iyileştirme uygulaması çalışmıştır. Sonuçlar, 623 K'de östemperlenmiş numunede üst beynitin bulunduğunu ve 563 K ve 593 K'da östemperlenmiş numunelerde martensit, alt beynit,  $M_7C_3$  ve kalıntı östenit bulunduğunu göstermiştir. Östemperleme sıcaklığının 563 K'den 623 K'ye yükseltilmesiyle kalıntı östenitin nispi içeriği artmıştır. Bununla birlikte,  $M_7C_3$  karbürün nispi içeriği biraz değişmiştir. En yüksek alt beynit içeriği 593 K'da östemperlenmiş numunede elde edilmiştir. 593 K'de östemperlenmiş numune için daha yüksek sertlik, darbe tokluğu ve darbe aşındırma aşınma direnci elde edilmiştir.

Chen ve diğerleri [212] farklı temperleme sıcaklıklarının, yüksek bor içerikli BDD'in havayla soğutma sonrası mikroyapısı ve mekanik özellikleri üzerindeki etkisini incelemişlerdir. Deneysel sonuçlar, yüksek borlu BDD'in sürekli ağ şeklinde dağılan bir dendritik matris ve interdendritik borit  $M_2B$  içerdiğini ve matrisin döküm durumunda ince perlitten oluştuğunu göstermiştir.  $920^{\circ}C$ 'de östenitleme ve havayla soğutma sonrasında, yüksek borlu BDD'in matrisi perlitten çita tipi martenzite dönüşmüş ve borürün morfolojisi hala sürekli ağ şeklinde kalmıştır.  $200^{\circ}C$  veya daha yüksek bir sıcaklıkta temperlendikten sonra, matriste onlarca nanometre büyüklüğünde ikincil bir karbür çökelmiş ve bu ikincil çökelen karbürün boyutu ve miktarı, temperleme sıcaklığının artmasıyla artmıştır. TEM analizi, ikincil çökeltilerin  $M_{23}(B,C)_6$  kristal yapısına sahip olduğunu göstermiştir. Havayla soğutma sonrası temperleme sıcaklığının artmasıyla sertlik azalmış ve darbe tokluğu önce maksimum bir değere çıkmış, sonra azalmıştır. Yüksek sertlik ve yüksek darbe tokluğunun birleşimine sahip optimum yapı, temperleme sıcaklığı  $400^{\circ}C$  'nin altında olduğunda elde edilmiştir.

Chen ve diğeri [213] ağırlıkça yaklaşık % 4 krom içeren yüksek borlu BDD'lerin nadir toprak magnezyum alaşımı ile modife edilmeden önce ve sonra mekanik özelliklerini incelemişlerdir. Numuneler 1303 K'de 3 saat tutulmuş, oda sıcaklığında suda su verilmiş ve ardından 473 K'de 1 saat temperlenmiştir. Deneysel sonuçlar, dökme demirlerin dökülmüş koşullarda sürekli ağ şeklinde dağılmış bir dendritik matris ve interdendritik ötektik boritler  $M_2B$  ve  $M'(Mn)_{0.9}Cr_{1.1}B_{0.9}$  içerdiğini göstermiştir. Matris, modifikasyonlu ve modifikasyonsuz alaşımlarda ince perlitten oluşmuş, ancak matrisin tane boyutu modifikasyondan sonra büyük ölçüde azalmıştır. 1303 K'den su verme ve 473 K'de temperlemeden sonra, alaşımın matrisi çoğunlukla çıta tipi martensite dönüşmüştür. Modifikasyonsuz alaşımlar için borit morfolojisi ısıtılma işleminden sonra hemen hemen değişmeden kalmıştır ve dendritik matris taneciklerinin merkez bölgesinde  $M_{23}(C,B)_6$  bileşiğinin ikincil çökmesi görülmüştür. Ötektik boritlerin morfolojisi ısıtılma işleminden sonra izole bloklar haline dönüşmüş ve nadir toprak magnezyum alaşımı ile modifiye edilmiş alaşımda matriste çok az tane içi  $M_{23}(B,C)_6$  partikülleri yer almıştır. Nadir toprak magnezyum alaşımı ile modifikasyon, birincil östenit ve ötektik boritleri inceleyebilmiştir. Yüksek bir östenitleme sıcaklığı ile birleştiğinde, modifikasyon boritlerin morfolojisini geliştirerek tokluk ve çekme mukavemetinin iyileştirilmesini sağlamıştır.

Lv ve diğeri [214] Tungsten'in yüksek kromlu BDD'in mikro yapısı ve özellikleri üzerindeki etkisi incelemişlerdir. Alaşımın döküm halindeki mikro yapısı, tipik ötektiküstü mikro yapıyı göstermiş ve temel olarak ince altıgen şekilli birincil  $M_7C_3$  ve östenit ve az miktarda martensit matrisindeki ötektik karbürlerden oluşmuştur. Ayrıca, karbürler, miktar ve boyutta dikkate değer bir artış göstermiş ve tungsten arttıkça matris içinde daha düzensiz dağılmıştır. Numuneler 950 °C'de 4 saat tavlandıktan sonra, 1050 °C 'de 2 saat tutulmuş, havada soğutulmuş, ardından 250 °C 'de 3 saat temperlenmiş ve sonra havada soğutulmuştur. W karbürler, döküm numunelerde  $WC_{1-x}$ ,  $W_6C_{2.54}$  ve  $CW_3$  ile oluşmuş ve  $W_2C$ , ısıtılma işleminden sonra ortaya çıkmıştır. Tungsten, ısıtılma işlemi öncesi ve sonrasında hem matriste hem de karbürlerde homojen dağılım göstermiştir. Kütle sertliği ve matris mikrosertliği, ısıtılma işleminden sonra artan tungsten ile yükselmiş ve sırasıyla 62.62 HRC ve 913 HV tepe değerlerine ulaşmıştır. Tüm tungsten içeren numuneler, darbe tokluğunda tungsten içermeyen numuneden daha iyi performans göstermiş ve en yüksek darbe tokluğu değeri, %1,03 tungsten içeren numunelerde elde edilmiştir.

Reda ve diğerleri [6] %2,5 C içeren ötektikaltı %15 Cr-2 Mo beyaz dökme demirlerin döküm yapısı ve mekanik özellikleri üzerinde dinamik katılaşma, niyobyum ilavesi ve bunların birleşik etkisini ve farklı temperleme sıcaklıklarında ısıtılma işlemin etkisini incelenmişlerdir. Sonuçlar dinamik katılaşma etkisi altında, maksimum dendrit çapının 46,7'den 20,14  $\mu\text{m}$ 'ye düşürüldüğünü, dendrit yuvarlaklığının 0,21'den 0,56'ya yükseldiğini ve ötektik karbürlerin kalınlığının 7,4  $\mu\text{m}$ 'den 3,8  $\mu\text{m}$ 'ye düşürüldüğünü göstermiştir. Statik katılaşmaya kıyasla dinamik katılaşmadan sonra darbe tokluğu %71,4 artmıştır.  $\text{M}_7\text{C}_3$  karbürleri daha az uzamış ve darbe tokluğu azalmıştır. 260 °C'de temperleme ile darbe tokluğu %60 ve 500 °C'de kritik altı işlemden sonra ise %33,3 artmıştır. Optimize edilmiş darbe tokluğu için, yüksek oranda yarı kararlı östenit içeren bir matriste sert karbürler, karbürlerin homojen dağılımı, ince ve birbirine bağlı olmayan karbürler, karbürler ve matris arasında iyi uyum önerilmiştir. Darbe tokluğunda gelişme sağlayan ısıtılma işlemi için ise karbürlerin çözünmesini teşvik etmek amacıyla yüksek östenitleştirme sıcaklığı (~1150°C), ardından östenitin metastabilitesini sağlamak için daha düşük östenitleme sıcaklığında (900-980 °C) tutma ve sertleştirme, gerilim giderme tavlama (200-280 °C) önerilmiştir.

Ibrahim ve diğerleri [215] ısıtılma işlemin titanyum ile alaşımlı YKBDD'in mikro yapısı ve mekanik özellikleri üzerindeki etkisi araştırmışlardır. 980 °C ve 1150 °C 'de 1'er saatlik östenitleme sıcaklıkları ve ardından 260 °C'de 2 saat temperleme gerçekleştirilmiş ve bu işlemlerin aşınma direnci/darbe tokluğu kombinasyonuna etkisi rapor edilmiştir. 1150 °C 'de östenitlenen dökme demirlerin mikro yapısı, ötektik östenit ve ötektik karbürlerden ( $\text{M}_7\text{C}_3$ ) oluşan bir matris içinde ikincil karbürlerin ( $\text{M}_6\text{C}_{23}$ ) ince bir çökeltilisini ortaya çıkarmıştır. 980 °C'de yapı, küresel martensit matrisinden, küçük miktarlarda ince ikincil karbürlerden ve ötektik karbürlerden oluşmuştur. Küp şeklinde morfolojiye sahip titanyum karbür (TiC) parçacıkları her iki matriste de eşit olarak dağılmıştır. 1150 °C 'de östenitlenen dökme demirler 980 °C 'de östenitlenen dökme demirlere kıyasla, nispeten daha yüksek darbe tokluğu sergilemiştir. Her iki durumda da maksimum darbe tokluğu ise Ti ilavesi yapılmayan dökme demirlerde elde edilmiştir.

Zhou ve diğerleri [216] ısıtılma işlemin Cr 26 BDD'in mikro yapısı, sertliği ve aşınma direncine etkisini incelemişlerdir. Bu çalışmada farklı östenitleme ve temperleme sıcaklıkları kullanılmıştır. Numuneler öncelikle 650 °C'de 2 saat tavlama daha sonra 2 saat farklı sıcaklıklarda östenitlemenin ardından havada soğutulmuş ve farklı sıcaklıklarda

2 saat temperlenmiştir. Dökülmüş koşullardaki mikroyapıyı, ötektik karbürlere sahip östenit matris oluşturmıştır. Östenitleme sıcaklığından havada soğutma işleminden sonra matris yapısı östenitten martensite dönüşmüş ve ikincil karbürler çökelmiştir. Bununla birlikte, martensit matrisinin ve ikincil karbür çökeltisinin içeriği ve dağılımı, östenitleme sıcaklığına ve ıslatma süresine bağlı olmuştur. Östenitleme sıcaklığının artmasıyla, mikro yapıda kaba martensit ve çok sayıda kalıntı östenit gözlemlenmiştir. Östenitleme sıcaklığından soğutma işlemine müteakiben uygulanan temperleme işlemlerinden sonra ötektik karbürlerin ve ikincil karbürlerin martensit matrisinden çökeldiği görülmüştür. Temperleme sıcaklığının yükseltilmesiyle birlikte uzunlamasına ötektik karbürler gözlemlenmiştir. Temperleme sıcaklığı aşırı derecede yüksek olduğunda, uzun ötektik karbürlerin çözünmesi, ötektik karbürlerin boyutunun küçülmesine yol açmıştır. 1000 °C de havada soğutma işlemini takip eden 400 °C'de temperleme işlemi, darbe tokluğunu artırmıştır.

Jena ve diğerleri [217] ferritik-östenitik çift matrisli YKBDD'in tokluğunun iyileştirilmesini çalışmışlardır. Bu çalışmada çift fazlı matris ve döküm alaşımında ince  $M_7C_3$  karbürler elde etmek için Isıl işlem I ve Isıl işlem II olmak üzere iki farklı ısıl işlem gerçekleştirilmiştir. Isıl işlem I'de numunelere 1100 °C'de 1 saat ve 650 °C 2 saat iki döngü uygulanmış, ardından numuneler 730 °C'de 1 saat bekletildikten sonra 350°C sıcaklıktaki tuz banyosuna aktarılmıştır. Isıl işlem 2'de ise numunelere 1100 °C'de 1 saat ve 650 °C 2 saat iki döngü uygulanmış, ardından numuneler 730 °C'de 2 saat bekletildikten sonra 350 °C sıcaklıktaki tuz banyosuna aktarılmıştır. Döngüsel tavlama (Isıl işlem I ve II), ferritin östenit tarafından sarıldığı ferritik-östenitik çift tanenin çökmesine yardımcı olmuştur. Isıl işlem II'nin mikroyapıda ortaya çıkardığı çarpıcı fark, faz sınırları boyunca sürekli  $M_{23}C_6$  karbürlerin ve ferrit tanesinin içinde iğne şeklinde rastgele dağılmış vanadyum karbürün (VC) varlığı olmuştur. Isıl işlem I'in darbe tokluğu, geleneksel YKBDD'e göre yaklaşık üç kat Isıl işlem II 'in darbe tokluğu ise yaklaşık 1 kat fazla gerçekleşmiştir. Isıl işlem I'in darbe tokluğundaki artış, çatlak tutma ve çift yönlü tane sınırının deformasyonuna dayandırılmıştır.

Erdoğan ve diğerleri [22] DABDD'in östemperlemeye ve darbe tokluğuna tepkisini incelemişlerdir. Numuneler 900 °C'de 20 dakika östenitlemenin ardından 375 °C sıcaklıktaki tuz banyosuna aktarılmış, bu sıcaklıkta farklı sürelerde (15-120 dakika) bekletildikten sonra oda sıcaklığına havada soğutulmuştur. Deneysel sonuçlar, düşük



alaşımli beyaz dökme demirin tipik bir ösferritik yapı oluşturmak için östemperleme ısı işlemine iyi tepki verdiği gözlenmiştir. Östemperleme işleminin ardından mikro yapının yaklaşık olarak yarısını ötektik karbürler ve diğer yarısını da ösferritik yapı oluşturmuştur. Östemperleme işlemi sırasında ötektik karbürlerin morfolojisi ve hacim oranı büyük ölçüde sabit kalmıştır. DABDD'in darbe tokluğu, östemperleme ısı işlemleriyle geliştirilmiştir. Östemperleme süresi arttıkça, yüksek karbonlu östenitin hacim oranı azalmış ve bu da zayıf darbe tokluğuna yol açmıştır. En iyi sertlik ve darbe tokluğu kombinasyonu, 45 dakika östemperlenmiş numunede elde edilmiştir.





## 8. MALZEME VE YÖNTEM

### 8.1. Malzeme

Bu araştırmada kullanılan DABDD, ticari bir dökümhanede 500 kg orta frekanslı endüksiyon fırını kullanılarak üretilmiştir.  $1380 \pm 20$  °C sıcaklıktaki eriyik, ASTM A897'ye göre hazırlanmış Y blok kum kalıplarına dökülmüştür (1 inc/54 mm kalınlık). Döküm alaşımının kimyasal bileşimi, bir numunenin optik emisyon spektrometrisi (OES) ile belirlenmiş ve Çizelge 8.1'de verilmiştir.

Çizelge 8.1. Deneysel çalışmalarda kullanılan DABDD bileşimi (Alaşım elementlerinin miktarı – % ağırlık)

| C    | Si   | Mn   | P max. | S max. | Cr   | Fe (kalan) |
|------|------|------|--------|--------|------|------------|
| 2,25 | 1,28 | 0,24 | 0,013  | 0,026  | 1,54 | 94,651     |

10x10x55 mm çentiksiz darbe deneyi ve 10x10x5 mm metalografik inceleme numuneleri tel erozyon kullanılarak Y bloklarının alt bölgesinden kesilmiştir. Metalografik numuneler, standart işlemlere göre zımparalanmış ve 1 µ elmas süspansiyona kadar parlatılmış ve % 2 nital ile dağlanmıştır. Numuneler sıcaklık, süre ve soğutma ortamına göre kodlanmıştır (F: fırın, Q: su verme, A:hava), örn. 870°C 15-F, burada 870°C sıcaklık, 15, 870 °C'de bekletme süresi (dakika) ve F fırın soğutması anlamına gelmektedir.

### 8.2. Isıl İşlem Uygulamaları

#### 8.2.1. Küreselleştirme ısıt işlemleri

Küreselleştirme tavlaması, atmosfer kontrolü olmayan Heraeus marka elektrikli fırında gerçekleştirilmiştir. Metalografik muayene ve darbe testi numuneleri, ısıt işlem sırasında dekarburizasyon ve oksidasyonu önlemek için elektroliz işlemleri ile ticari saf bakırla kaplanmıştır.

Küreselleştirme söz konusu olduğunda, küreselleştirme işlemlerinin A<sub>1</sub> sıcaklığının altında veya üstünde gerçekleştirilmesine bağlı olarak, küreselleştirilmiş nihai ürünün özellikleri üzerinde belirleyici olabileceğinden, A<sub>1</sub> sıcaklığı büyük öneme sahiptir. Ayrıca perlit veya

ayırışmış ötektoid dönüşüm (AÖD) gibi dönüşüm türlerinin ortaya çıkarılmasında önemli rol oynamaktadır. Bu nedenlerle ilk ön araştırma, deneysel DABDD malzemesinin  $A_1$  sıcaklığını belirlemek üzerine tasarlanmıştır.

Bu amaçla, tel erozyon cihazı kullanılarak Y bloklarının alt bölgesinden  $10 \times 10 \times 5$  mm kalınlığında kesilen numuneler,  $745-855$  °C arasındaki her  $10$  °C'de aralıklarda 20 dakika tavllanmış ve daha sonra oda sıcaklığındaki suda su verilmiştir.

Tavlama sırasında oluşan östenitin, yeterli hızda su vermenin ardından martensite dönüşmesi öngörülmüştür. Uygulanan ısı işlem sonrası metalografik inceleme sonuçları, östenitin (oda sıcaklığında martensit) oluşum sıcaklığının  $A_1$  sıcaklığına karşılık geldiğini ortaya koymuştur. Bu ön deneysel çalışma sonucunda  $A_1$  sıcaklığı  $785$  °C civarında bulunmuştur. Elde edilen  $A_1$  sıcaklığı ile ilgili bir diğer önemli nokta, DABDD malzemesinin Si içeriği ile ilgilidir. Dökme demirlerde silisyum miktarına bağlı olarak  $A_1$  sıcaklığı çevresinde üç fazlı bölge (ferrit, sementit ve östenit) oluşumu söz konusudur. Ancak mevcut DABDD'nin %1,2'lik bir Si içeriğinin üç fazlı bölge oluşturması için yeterli olmadığı görülmüştür [23].

Küreselleşme işlemleri için, dökülmüş koşullardaki DABDD numunelerinin bir kısmı ara kritik küreselleştirme tavlama (AKT) sıcaklık aralığında ( $790, 830, 870, 900$  ve  $950$  °C) farklı sürelerde tavllanmış ve ardından oda sıcaklığına fırında soğutulmuştur.

Dökülmüş koşullardaki diğer DABDD numuneleri, farklı sürelerde  $755$ °C'de kritik altı küreselleştirme tavlamasından (KAT) sonra oda sıcaklığına kadar fırında soğutulmuştur.

Metalografik incelemelerin ardından, küreselleşmenin en iyi gerçekleştiği ısı işlem parametreleri (sıcaklık, bekletme süresi ve soğutma koşulu) belirlenmiş ve darbe test numunelerinin bu parametrelere göre ısı işlemleri gerçekleştirilmiştir.

### 8.2.2. Östemperleme ısı işlemleri

$900$ °C'de 30 dakika östenitlenen test numuneleri, farklı sürelerde (15 dakika, 30 dakika, 60 dakika, 90 dakika ve 120 dakika) östemperleme için %50  $KNO_3$ +%50  $NaNO_3$  içeren bir tuz banyosuna hızla aktarılmış ve daha sonra durgun havada oda sıcaklığına soğutulmuştur.

Numuneler östempereleme sıcaklığına ve süresine göre kodlanmıştır, örn. 375-15, 375 °C östempereleme sıcaklığını, 15 ise 375 °C'de östempereleme süresini (dakika) ifade eder.

### 8.3. Malzeme Karakterizasyonu

Faz hacim oranları, hazırlanan metalografi numuneleri üzerinden Leica Application Suite 4.6 görüntü analiz yazılımı kullanılarak belirlenmiştir. Numunelerin mikro yapı incelemelerinde Leica DMI5000M optik mikroskop ve Zeiss EVO LS15 taramalı elektron mikroskobundan (SEM) yararlanılmıştır.

Cu-K $\alpha$  radyasyonu ( $\lambda=1.54056 \text{ \AA}$ ) ile donatılmış yüksek çözünürlüklü Brukers D8 Advanced X-ray kırınım (XRD) cihazı kullanılarak numunelerin fazları belirlenmiştir. Numuneler, 0.050/dk'lık bir tarama hızında 40-1000'lik 2 saat aralığında taranmıştır. XRD'den üretilen veriler, numunede mevcut fazları belirlemek için X'Pert HighScore Plus'ta analiz edilmiştir. Ferrit ve yüksek karbonlu östenit hacim oranlarının hesaplanması için ferrit (110), (200), (211), (220) ve östenit (111), (200), (220), (311), (222) piklerinin entegre alanları değerlendirilmiştir. Kırınım modeli, AutoQuan yazılımı kullanılarak Rietveld iyileştirmesi ile değerlendirilmiştir. Yüksek karbonlu östenitin karbon içeriği, östenitin kafes parametresi [224] kullanılarak hesaplanmıştır.

Mikroyapıyı oluşturan fazların niteliksel olarak elementel bileşimlerini belirlemek için SEM-EDS analizleri yapılmıştır.

### 8.4. Mekanik Testler

#### 8.4.1. Mikro ve makro sertlik ölçümleri

Mikrosertlik ölçümü, 50 gf'de Vickers sertlik yöntemiyle Qness Q10 A model bir mikrosertlik test cihazı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Makro sertlik testleri, Rockwell C sertlik yöntemiyle bir Emcotest Duravision 200 model sertlik test cihazında gerçekleştirilmiştir. Her numune için en az beş ölçüm gerçekleştirilmiş ve sertlik testleri için ortalama değerler hesaplanmıştır.

#### 8.4.2. Darbe tokluk testi

Numunelerin darbe tokluğunu belirlemek için 150 J kapasiteli bir Instron-Wolpert sarkaçlı Charpy darbe test cihazı kullanılmıştır. Her küreselleştirme koşulu için en az beş çentiksiz darbe numunesi test edilmiş ve ortalama değerler hesaplanmıştır.

#### 8.4.3. Aşınma testi

Aşınma deneyi öncesi numune yüzeyleri polisaj işlemleri ortalama 0,32  $\mu\text{m}$  seviyesine getirilmiştir. Aşınma testlerinden sonra numuneler alkol ile ultrasonik temizleyicide temizlendikten sonra basınçlı hava ile kurutulmuştur. Numunelerin aşınma testi öncesi ve sonrasındaki ağırlık farklarının belirlenmesi için 0.0001 g hassasiyetle SARTORIUS marka hassas terazi kullanılmıştır.

Aşınma deneyleri ASTM G99-05 standardına [225] uygun olarak T10/20 model tribometre cihazı (Resim 8.1) kullanılarak Çizelge 8.2'de gösterilen deney koşullarına göre gerçekleştirilmiştir. Deney sırasında, deney numuneleri üzerine yerleştirilen 20 N yük altındaki aşındırıcı seramik bilya sabit tutulmuştur. Deney numunelerinden hazırlanan diskler 318 devir/dak hızla döndürülerek toplam 500 m mesafe alması sağlanmıştır (Çizelge 8.2). Sürtünme katsayıları, kayma mesafesi ile sürekli olarak kaydedilmiştir. Tüm tribolojik testler en az üç kez tekrarlanmıştır ve ortalama değeri alınmıştır.



Resim 8.1. Aşınma deneylerinde kullanılan ASTM G99-05 UTS 10/20 model tribometre

Çizelge 8.2. Disk üzeri bilye (pin-on-disk) aşınma deney parametreleri

|                             |                                                                                           |
|-----------------------------|-------------------------------------------------------------------------------------------|
| Test cihazı                 | disk üzerinde bilye                                                                       |
| Aşınma testi standardı      | ASTM G99-17                                                                               |
| Aşınma bilye tipi ve boyutu | Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> seramik bilye, 6 mm çap                                    |
| Aşınma diski                | Dökülmüş koşullarda ve östemperlenmiş beyaz dökme demir disk (63 mm çap x 10 mm kalınlık) |
| Yük                         | 20 N                                                                                      |
| Kayma koşulları             | Kuru                                                                                      |
| Kullanılan kayma mesafesi   | 500 metre                                                                                 |
| Kayma çapı                  | 40mm                                                                                      |
| Kayma hızı                  | 0.80 m/s                                                                                  |
| Dönme hızı                  | 318 dev/dak                                                                               |
| Ortam sıcaklığı             | 22 °C                                                                                     |
| Ortam Bağıl Nemi            | %40                                                                                       |





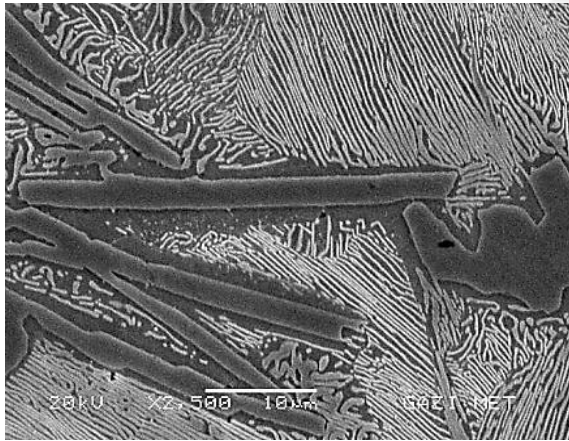
## 9. SONUÇLAR VE TARTIŞMA

### 9.1. Mikroyapılar

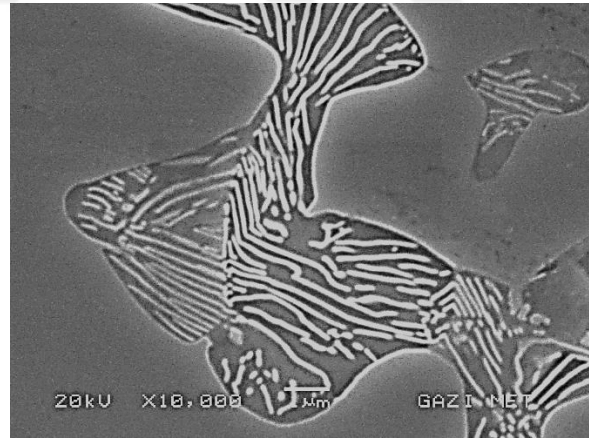
#### 9.1.1. Dökülmüş koşullardaki DABDD'nin mikroyapısı

Dökülmüş koşullardaki DABDD'nin SEM mikro yapı görüntüleri Resim 8.1'de verilmektedir. Bu mikro yapının, perlitik matriste önceki östenit tane sınırlarında çökelmiş ötektik karbür ağından oluştuğu ve tipik bir DABDD mikro yapısını yansıttığı görülmektedir. Dökülmüş koşullardaki malzemenin EDS ölçüm sonuçları Çizelge 8.1'de verilmiştir.

Bu malzeme mikroyapısında EDS analizlerinin alındığı bölgeler Resim 9.1a'da gösterildiği gibi numaralarla belirtilmiştir. EDS analiz sonuçları hem ötektik hem de ötektoid karbürlerin  $M_3C$  tipi olduğunu göstermiştir (Resim 9.1b). Bu sonuç, Şekil 9.1c'de gösterildiği gibi döküm numunenin XRD analizi ile doğrulanmaktadır.

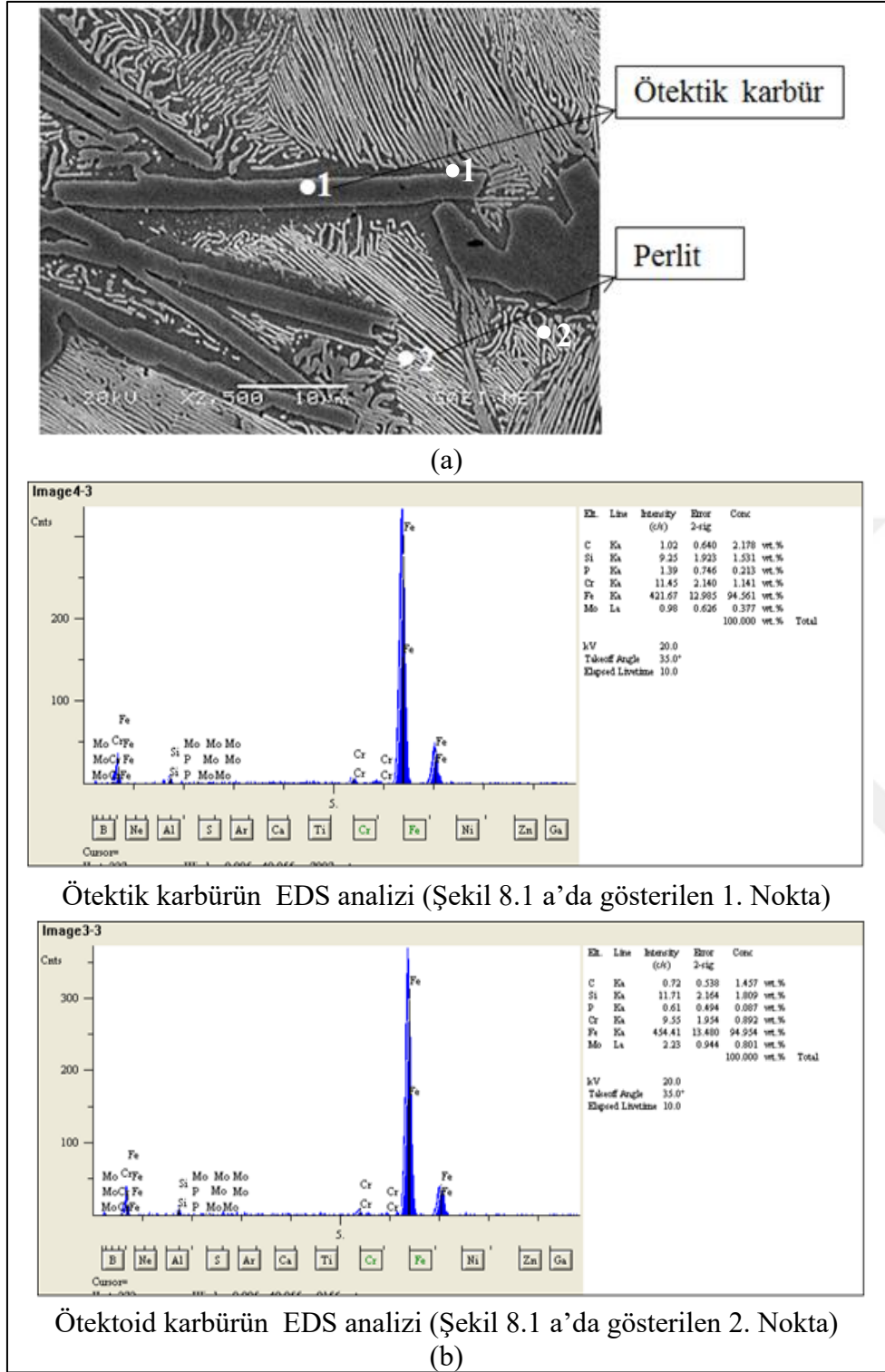


a) 2500X büyütme

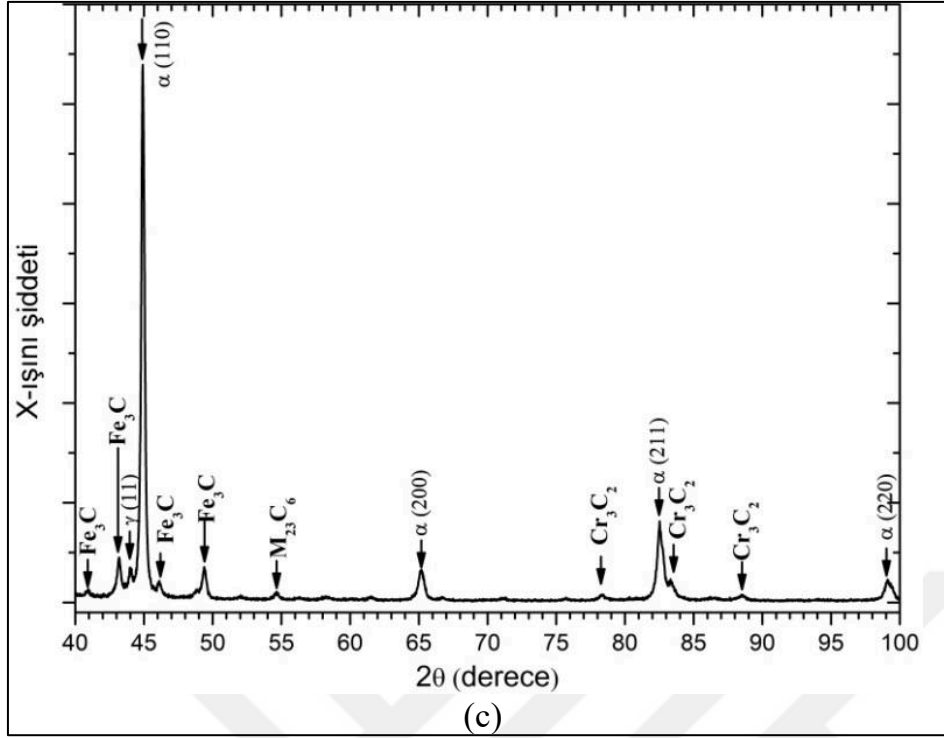


b) 10000X büyütme

Resim 9.1. Döküm DABDD'nin a) 2500X büyütme, b) 10000X büyütmede SEM mikrografi



Şekil 9.1. Dökülmüş koşullardaki DABDD'nin ötektoid ve ötektik karbürler üzerinde EDS analizlerinin yapıldığı bölgeleri gösteren SEM mikrofrafı (a), ötektik ve ötektoid karbürlerin EDS analizleri (b) ve X-ışını kırınım grafiği (c).



Şekil 9.1. (devam) Dökülmüş koşullardaki DABDD'nin ötektoid ve ötektik karbürler üzerinde EDS analizlerinin yapıldığı bölgeleri gösteren SEM mikrofrafı (a), ötektik ve ötektoid karbürlerin EDS analizleri (b) ve X-ışını kırınım grafiği (c).

### 9.1.2. Küreselleştirilmiş mikroyapılar

Farklı ara kritik küreselleştirme tavlaması (AKT) ve sabit kritik altı küreselleştirme tavlaması (KAT) sıcaklıklarında bekletme sürelerine bağlı olarak mikro yapı bileşenlerinin hacim oranlarındaki değişimler Çizelge 9.1'de verilmiştir. Küreselleştirilmiş karbür ortalama çaplarındaki (D), karbür-parçacık mesafesindeki (s) ve alan başına karbür sayılarındaki (n) değişimler ise Çizelge 9.2'de verilmiştir.



Çizelge 9.2. Farklı ara kritik küreselleştirme tavlaması (AKT) ve sabit kritik altı küreselleştirme tavlaması (KAT) sıcaklıklarındaki bekletme sürelerine bağlı olarak küreselleştirilmiş karbür ortalama çaplarındaki (D), karbürler arası parçacık mesafesindeki (s) ve alan başına karbür sayılarındaki (n) değişiklikler.

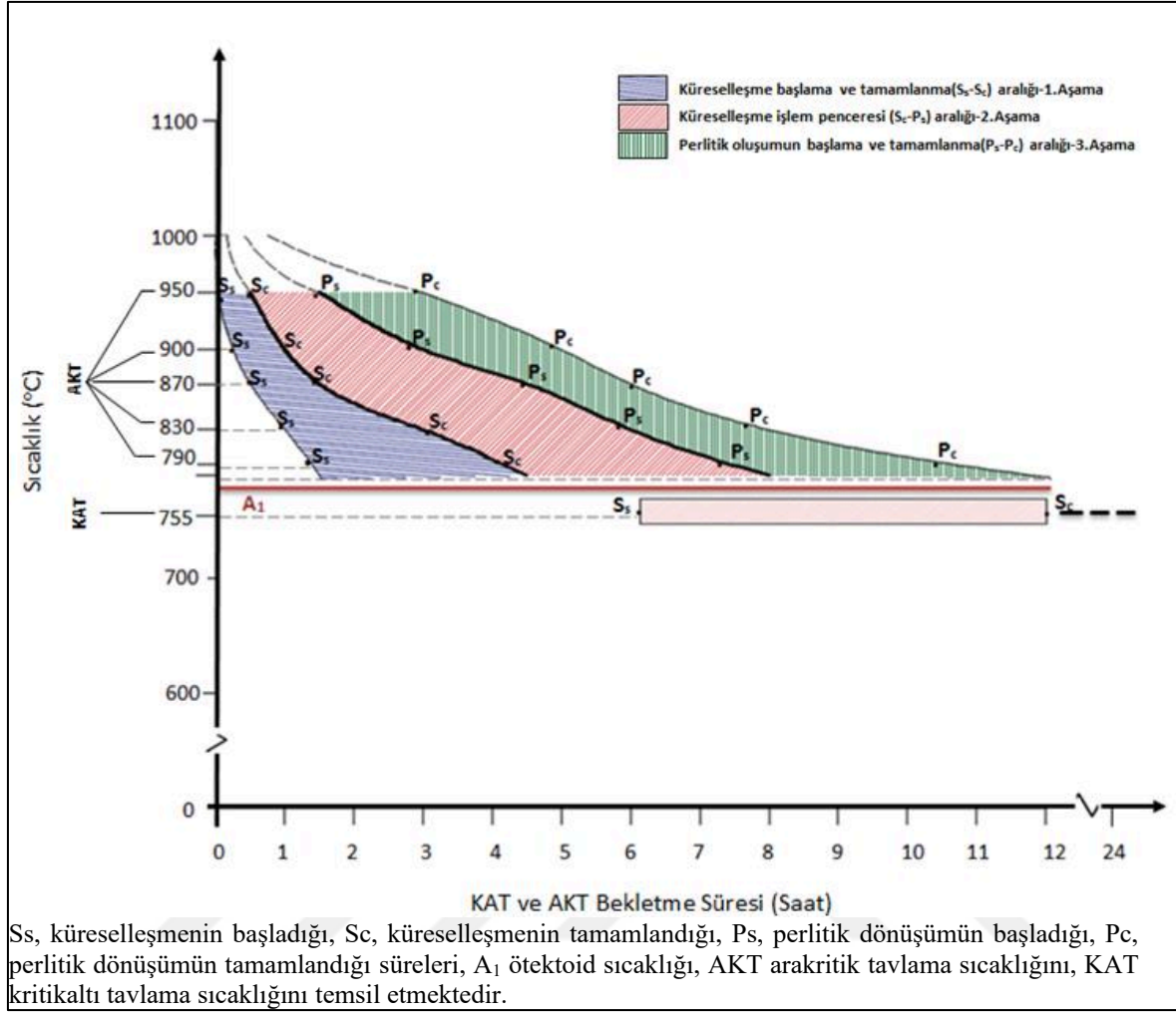
[illegible]

### 9.1.3. Ara kritik küreselleştirme tavlama (AKT) ve mikro yapılar

Dökülmüş koşullardaki perlit bazlı bölgelerde, fırında soğutmalı koşulda ayrıışmış (katmanlı yapıdan ayrıışmış) ötektoid dönüşüm (AÖD) veya perlitik dönüşümün artık karbür varlığına, AKT sıcaklıklarına ve sürelerine bağımlılığı

AÖD veya perlitik dönüşümün kalıntı karbür varlığına, AKT sıcaklıklarına ve sürelerine bağımlılığını değerlendirmek için, dökülmüş koşullardaki DABDD numuneleri farklı AKT sıcaklıklarında ve sürelerinde tavllanmış ve ardından fırında soğutulmuştur.

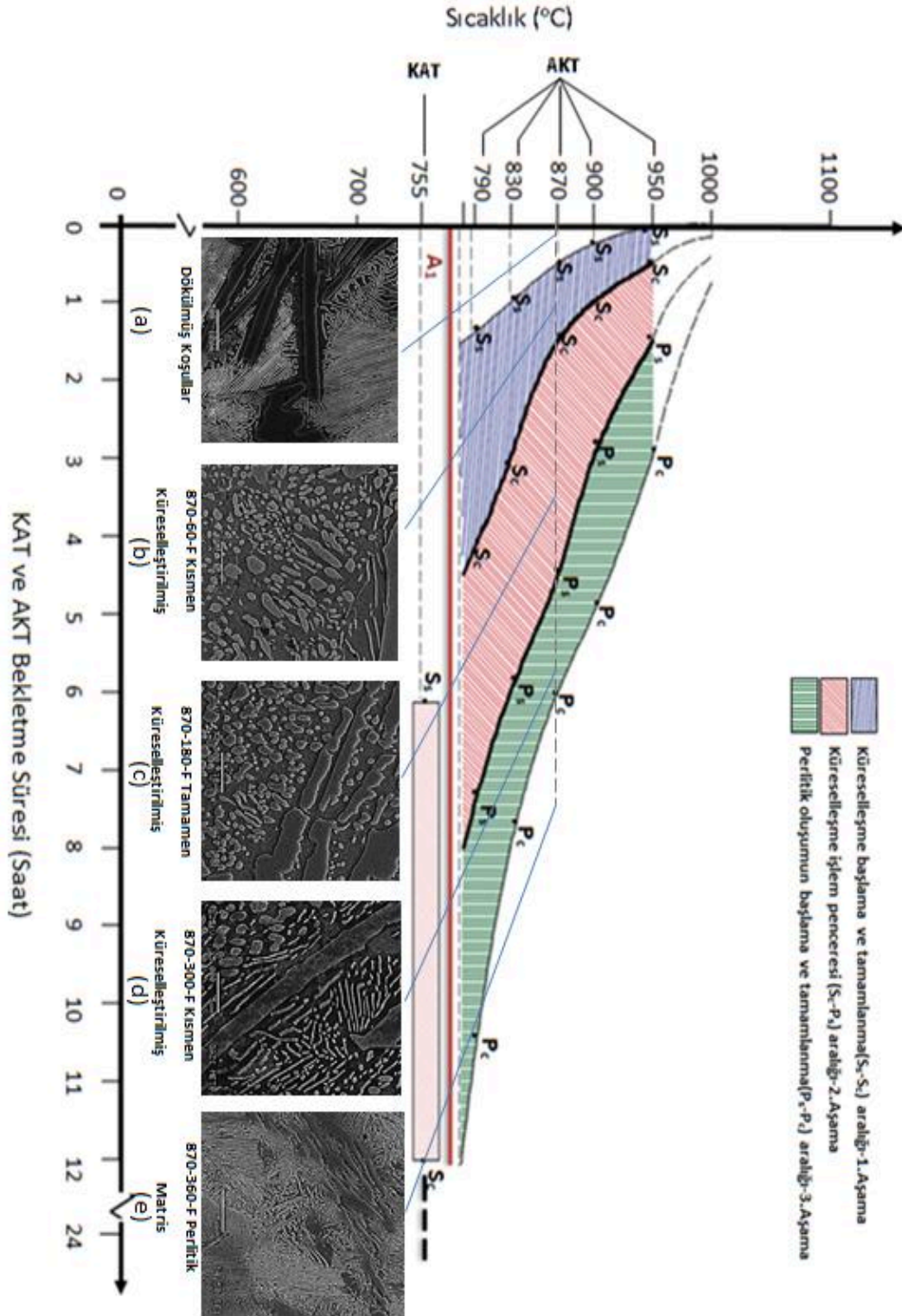
Numunelerde, AKT ve KAT sıcaklıklarında bekletme sürelerine bağılı olarak oluşan mikroyapısal ve dönüşüm tipleri Şekil 9.2'de verilen şematik diyagram ile ele alınmıştır. Bu şekilde gösterilen harf kodları, numunelerin sabit (izotermal) AKT ve KAT sıcaklıklarında bekletme sürelerine bağılı olarak bazı yapıların oluşmaya başladığı ve tamamlandığı süreyi yaklaşık olarak ifade etmektedir. Örneğin Ss, küreselleşmenin başladığı, Sc, küreselleşmenin tamamlandığı, Ps, perlitik dönüşümün başladığı, Pc, perlitik dönüşümün tamamlandığı süreleri temsil etmektedirler. Sabit AKT sıcaklığında AÖD ile küreselleşmenin gerçekleştiği süre aralığına (Şekil 9.2'deki Sc-Ps süre aralığı) işlem veya küreselleşme penceresi denilebilir. Örnek olarak 870 °C'de Ss-Pc süre aralığında gerçekleşen mikroyapısal değişikliklerin SEM görüntüleri Şekil 8.4'de verilmiştir.



Şekil 9.2. Sabit AKT ve KAT tavlama sıcaklıklarında  $S_s$  ve  $P_c$  süre aralıkları arasındaki mikroyapısal değişimler.

Şekil 9.3.'de DABDD'e 870 °C'de ve farklı sürelerde uygulanan arakritik küreselleştirme tavlaması sonucu mikroyapısal değişimleri işlem aralığı SEM görüntüleri X5000 büyütmede gösterilmiştir.





$S_s$ , küreselleşmenin başladığı,  $S_c$ , küreselleşmenin tamamlandığı,  $P_s$ , perlitik dönüşümün tamamlandığı süreleri,  $A_1$  ötektoid sıcaklığı, AKT arakritik tavlama sıcaklığını, KAT kritikaltı tavlama sıcaklığını temsil etmektedir.

Şekil 9.3. 870 °C AKT sıcaklığında farklı sürelerde tavllanmış ( $S_s-P_c$  süre aralığı) ve ardından oda sıcaklığına fırında soğutulmuş numunelerdeki (a,b,c,d,e) bekletme sürelerine bağlı mikroyapısal değişimi gösteren X5000 büyütmede SEM görüntüleri.



AÖD ve perlitik dönüşümlerin her ikisi de  $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ 'ye dönüştüğü ötektoid dönüşümlerdir. Perlitik dönüşüm lamelli bir yapı oluştururken, AÖD sementitin küreselleştiği bir yapı oluşturmaktadır. AÖD dönüşüm özelliği, perlitik dönüşüme göre iki açıdan farklılık göstermektedir. Bunlardan ilki, AÖD'de çekirdeklenme olmaksızın kalıntı karbür (sementit) parçacıklarının büyümesinin doğrudan östenitten meydana gelmesidir. İkincisi, AÖD içindeki karbür parçacıklarının katmanlı perlitin kabalaşmasının bir sonucu olmamasıdır. Başka bir deyişle, karbür parçacıkları, ferrit kabukları içine alınmadan hücrel bir  $\gamma/\alpha$  dönüşüm cephesi boyunca büyümektedir [117,118].

Bu çalışmada kullanılan DABDD'nin kimyasal bileşimi, karbon ve silisyum içerikleri dışında ötektoid üstü veya aşırı yüksek karbonlu çeliklerin kimyasal bileşimine yakın görünmektedir. Bu malzeme, aşırı yüksek karbonlu ötektoid üstü çeliklerden daha yüksek karbon (%2,2) ve silisyumun (%1,2) yanı sıra % 1,5 krom içermektedir (Çizelge 8.1). Bu durumda aşırı yüksek karbonlu ötektoid üstü veya aşırı yüksek karbonlu çeliklerde gözlenen AÖD reaksiyonunun DABDD'de gerçekleşmesinde [104,112–114,116–118,226–232], DABDD'nin kimyasal bileşimi etkili olabilmektedir.

Fe-Fe<sub>3</sub>C faz diyagramında östenit+Fe<sub>3</sub>C bölgesi, ötektoidüstü çelikler için A<sub>1</sub>-Acm sıcaklıkları arasında oluşurken, karbon içeriği yüksek (ağırlıkça %2,2) DABDD'ler için A<sub>1</sub>-ötektik sıcaklıklar arasında oluşmaktadır. Bu durumda, DABDD'nin AKT'sı sırasında östenit içinde çözünen karbon miktarı, kaldıraç kuralının gerektirdiği şekilde A<sub>1</sub> sıcaklığında ağırlıkça % 0,8 ila ötektik sıcaklığında ağırlıkça %2,2 arasında değişebilir. Beklenen bir diğer değişiklik ise, dökme demirlerdeki silisyum miktarına bağlı olarak A<sub>1</sub> sıcaklığı civarında üç fazlı bir bölgenin (ferrit, sementit ve östenit) oluşmasıdır [116,226–233]. Ancak % 1,2'lik bir silisyum içeriği, üç fazlı bölgenin oluştuğu aralığı oluşturmada çok etkili değildir. Bu aralık, yaklaşık %2'nin üzerindeki silisyum içeriklerinde belirginleşmeye başlamaktadır [23].

Ötektoid üstü çeliklerde silisyumun küreselleşme davranışına etkisi üzerine yapılan çalışmalarda, silisyumun sementit parçacıklarının daha fazla kabalaşmasını önlediği, sementit büyüme cephesinde büyük bir zenginleşme sergilediği [234] ve sementit parçacık boyutu üzerindeki etkisinin dikkate değer olmadığı sonucuna varılmıştır [109].

Krom ilavesi, perlitik dönüşüm veya AÖD tipinin belirlenmesinde önemli bir rol oynamaktadır. Krom ilavesinin, AÖD reaksiyonunun gerçekleşeceği östenitleme sıcaklık/zaman bölgesini genişleterek lamelli perlitin büyümesini önemli ölçüde geciktirdiği ve kromsuz veya düşük Cr içermeyen çeliklerde AÖD reaksiyonunu desteklemenin zor olduğu gösterilmiştir [120]. Yukarıda bahsedilen önceki çalışmalarda, dönüşüm tipinin (modunun) belirlenmesinde alaşım elementlerinin, östenitleme sıcaklıklarının ve farklı soğuma hızlarının rolleri araştırılmıştır. Mevcut çalışmada, dönüşüm tipini değerlendirmek için kurulan araştırma kurgusu, (farklı AKT sıcaklıklarında farklı bekletme süreleri ve sabit soğutma hızı (burada fırında soğutma)) açısından önceki çalışmaların [108,118,120,132] araştırma kurgularından farklıdır. Sabit AKT sıcaklıklarında küreselleştirme ısı işlemleri sırasında Ss'den Pc'ye kadar uzanan bekletme süre aralıklarında oluşan mikroyapısal ve dönüşüm tipi değişikliklerinin AKT sıcaklık ve sürelerine bağılılıkları aşağıda alt başlıklar altında tartışılmıştır.

#### **9.1.4. Sabit AKT sıcaklıklarında Ss-Sc bekletme süre aralığında oluşan mikroyapısal değişiklikler**

Şekil 9.3'de gösterilen sabit AKT sıcaklıklarında Ss ve Sc arasındaki bekletme süre aralığı, yaklaşık olarak küreselleşme başlangıç noktası (Ss) ve küreselleşmenin tamamlanma noktası (Sc) süre aralığına karşılık gelmektedir. Bu süre aralığında, numunelerin önceki (dökülmüş koşullardaki) perlit bazlı bölgelerde gerçekleşen morfolojik değişim, karbonun süre ve sıcaklığa bağlı bir difüzyon süreci olarak lamel karbür yapısının parçalanması ve küreselleşme eğilimi ile devam etmiştir. Artan AKT sıcaklıkları ile karbon difüzyon hızındaki artış nedeniyle küreselleşme hızı artmış ve nedenle Ss ve Sc arası bekletme süresi aralığı kısalmıştır.

Verhoeven, 52100 çeliğinde AÖD'in küreselleşme üzerindeki rolünü incelemiştir [118]. Bu çalışmanın sonuçları, 830 °C ve altındaki östenitleme sıcaklıkları ve 500 °C/saat ve altındaki soğutma hızları için perlitik reaksiyona göre AÖD'in baskın olduğunu göstermiştir. Bu çalışma bulgularından farklı olarak, mevcut çalışmada fırında soğutmalı koşulları altında, dönüşüm tiplerinin sabit AKT sıcaklıklarında bekletme sürelerine bağlı olduğu bulunmuştur. Ss – Sc süre aralığındaki dönüşüm tipi, belirgin bir şekilde, dökülmüş koşuldaki DABDD'in önceki perlit bazlı bölgelerinde küresel karbür üreten AÖD tipi olmuştur.

Ötektoid üstü çeliklerin küreselleştirilmesi üzerine yapılan bazı çalışmalarda [116,118,227], AÖD'nin gerçekleştirilmesi için kalıntı karbürlerin varlığı gerektiği vurgulanmıştır. AÖD'de işlem, östenit içinde karbürlerin çekirdeklenmesine gerek kalmadan karbonun östenitten kalıntı karbürlere difüzyonu ile ilerlemektedir. Östenitteki karbonun karbürlere difüzyonu sonucunda, yavaş soğuma sırasında karbürlerin boyutu  $\gamma/\alpha$  sınırlarından geçerken kademeli olarak artmakta ve lameller perlit yapısı yerine küresel bir sementit yapısı oluşmaktadır. Mevcut çalışma sonucu, yukarıda verilen bazı çalışmaların sonuçları ile tutarlı görünmektedir (Bkz. Çizelge 8.2).

Kalıntı karbür yokluğunda, AÖD'nin gerçekleşmesi, kalıntı karbürlerin çözünmesinden sonra karbon dağılımı açısından östenitin homojen olmamasına bağlanabilir. Diğer bir deyişle, karbonca zengin kalıntı karbürlerin östenitik matriste çözündüğü yerde, karbon konsantrasyonu östenitteki diğer bölgelerden daha yüksek olabilir. Fırında çok yavaş soğutma hızlarında, bu karbonca zengin bölgeler yeni karbürlerin çekirdeklenmesine ve büyümesine hizmet edebilir [122,235].

X. Zhou ve diğerleri, yüksek hız çeliğinde östenitlemeye bağlı ötektoid dönüşümün kökeni üzerinde çalışmışlardır [235]. Ötektoid karbürlerin AKT sırasında tamamen çözünmesine rağmen, çözünmüş karbürlerin çözünmüş bölgedeki östenitte kimyasal heterojenliği veya hayalet izlerini (HI) artırabileceğini öne sürmüşlerdir. Bu heterojen bölgeler ötektoid reaksiyon sırasında yeni ötektoid karbürlerin embriyoları gibi davranabilir, ötektoid dönüşümün bir ürünü olan lamel oluşumunu bastırırken, AÖD dönüşüm tipini veya küresel karbür oluşumunu aktive edebilir. Bu çalışmanın sonucu göz önüne alındığında, bu çalışmada HI'ler AÖD'de aktif olabilir ve küresel ötektoid karbürlerin çökmesini teşvik edebilir.

AÖD'e bir başka katkı, ötektoid üstü çeliklere göre DABDD'nin yüksek karbon içeriğinden gelebilir. Çünkü östenit, AKT sırasında karbürler çözünmeden önce zaten yüksek bir karbon içeriğine sahip durumdadır.

#### **9.1.5. Sabit AKT sıcaklıklarında Sc ve Ps arası bekletme süresinde oluşan mikroyapısal değişiklikler (Küreselleştirme işlem penceresi)**

Şekil 9.2'de gösterilen Sc ve Ps arasındaki süre aralığı, yaklaşık olarak küreleşme bitiş noktası (Sc) ve perlit başlangıç noktası (Ps) süre aralığına karşılık gelmektedir. Daha önce bahsedildiği gibi, küresel karbür formunun korunduğu süre aralığı, küreselleştirme işlem penceresi olarak adlandırılabilir. Bu çalışmada sabit AKT sıcaklıklarında Ss ve Sc arası bekletme sürelerinde gözlemlenen küreselleştirme işlem pencereleri, mevcut çalışmada kullanılan DABDD malzemesine özgü küreselleştirme işlem pencereleridir. Çünkü bu küreselleştirme işlem pencereleri, kimyasal bileşime, östenitleme sıcaklıklarına ve sürelerine, ilk mikro yapılara ve soğutma koşullarına bağlı olarak bir alaşımdan diğerine değişebilir. Küreselleştirme işlem pencereleri, Şekil 8.2'de gösterildiği gibi AÖD'in gerçekleşmesi için sabit AKT sıcaklıklarında gerekli olan bekletme sürelerinin bir göstergesini sağlamaktadır. AKT sıcaklıklarının artması durumunda, küreselleştirme işlem penceresinin genişliği daralmaktadır. Bu sonuç, artan sıcaklıkla karbon difüzyon hızındaki artışa bağlanabilir.

Küreselleştirme işlem pencerelerinin süre aralığında gözlemlenen diğer dikkate değer özellik, sürenin artmasıyla, karbür kürelerinin Ostwald olgunlaşması [107] olarak bilinen bir işlemle kabalaşması, bir başka deyişle daha küçük karbürlerin ortadan kaldırılması ve daha büyük olanların büyümesidir. Küresel karbür kabalaşması nedeniyle, küreselleşen karbürlerin ortalama çapı (D) ve küreselleşen karbür parçacıkları arası mesafe (s) artarken küreselleşen karbür parçacıklarının alan başına düşen sayısı (n) azalmaktadır (bkz. Çizelge 9.3 ve Şekil 9.3).

#### **9.1.6. Sabit AKT sıcaklıklarında Ps ve Pc arası bekletme süresinde oluşan mikroyapısal değişiklikler**

Şekil 9.2'de gösterilen Ps ve Pc arasındaki süre aralığı, yaklaşık olarak perlit başlangıç noktası (Ps) ve perlit tamamlanma noktası (Pc) süre aralığına karşılık gelmektedir. Bu çalışmada, AKT sıcaklığının ve/veya süresinin artması, Ps-Pc süre aralığında ötektoid dönüşümün küreselleştirilmiş karbür üreten AÖD tipini giderek bastırırken, katmanlı bir şekilde geçişine karşılık gelen, perlitik dönüşüm tipine geçiş yapmış ve daha fazla lamel

şeklinde ötektoid karbür üretmiştir. Bu aralıktaki morfolojik mikroyapısal değişiklikler Şekil 9.3 d ve e'de gösterilmektedir.

Sabit AKT sıcaklığında bekleme süresi arttırıldığında, karbonun östenitteki dağılımı açısından daha homojen bir östenit elde edilebilir. Yavaş soğutma koşulları altında ve karbon dağılımının daha homojen olduğu durumlarda, perlitik dönüşüm AÖD üzerinde baskın olabilir. Yavaş soğutma koşulları altında (burada fırında soğutma) karbon dağılımının homojen olduğu bir östenitten perlite dönüşüm, ferrit ve sementitin çekirdeklenmesini ve birlikte büyümesini gerektiren bir dönüşümdür [116,118,227]. Uzatılmış bekletme sürelerinde, perlit bazlı kalıntı karbürlerin çözüldüğü ve karbon dağılımının homojen hale geldiği bir östenitten perlitik dönüşüme ilişkin gereksinimler karşılanmış olabilir. Metalografik incelemeler bu sonuçları doğrulamaktadır (Şekil 9.3). Benzer gözlem, X. Zhou ve diğerlerinin çalışmasında [235] yapılmıştır. AKT sıcaklığı arttıkça AÖD'i takip eden perlitik dönüşümün başlama süresi kısalmaktadır.

Ancak artan AKT sıcaklığı ile örneğin 950 °C; Perlitik çeliklerde [236,237] sıklıkla gözlenen dejenere lamellerin mükemmel perlit lamelleri yerine oluştuğu görülmüştür (Şekil 9.4). Bu sonuç, eşzamanlı artan aşırı soğuma, küreselleşen karbür parçacıkları arası mesafe ve dolayısıyla büyük hacim oranlı çubuk şekilli ötektoid karbürlerin oluşumundan kaynaklanabilir. Östenitte önemli ölçüde çözülmemiş ötektik ve ötektoid karbürlerin ve hayalet izlerinin (Hİ) varlığı, birlikte büyüme sürecini kesintiye uğratarak dejenere lamel oluşumuna katkıda bulunmuş olabilir.

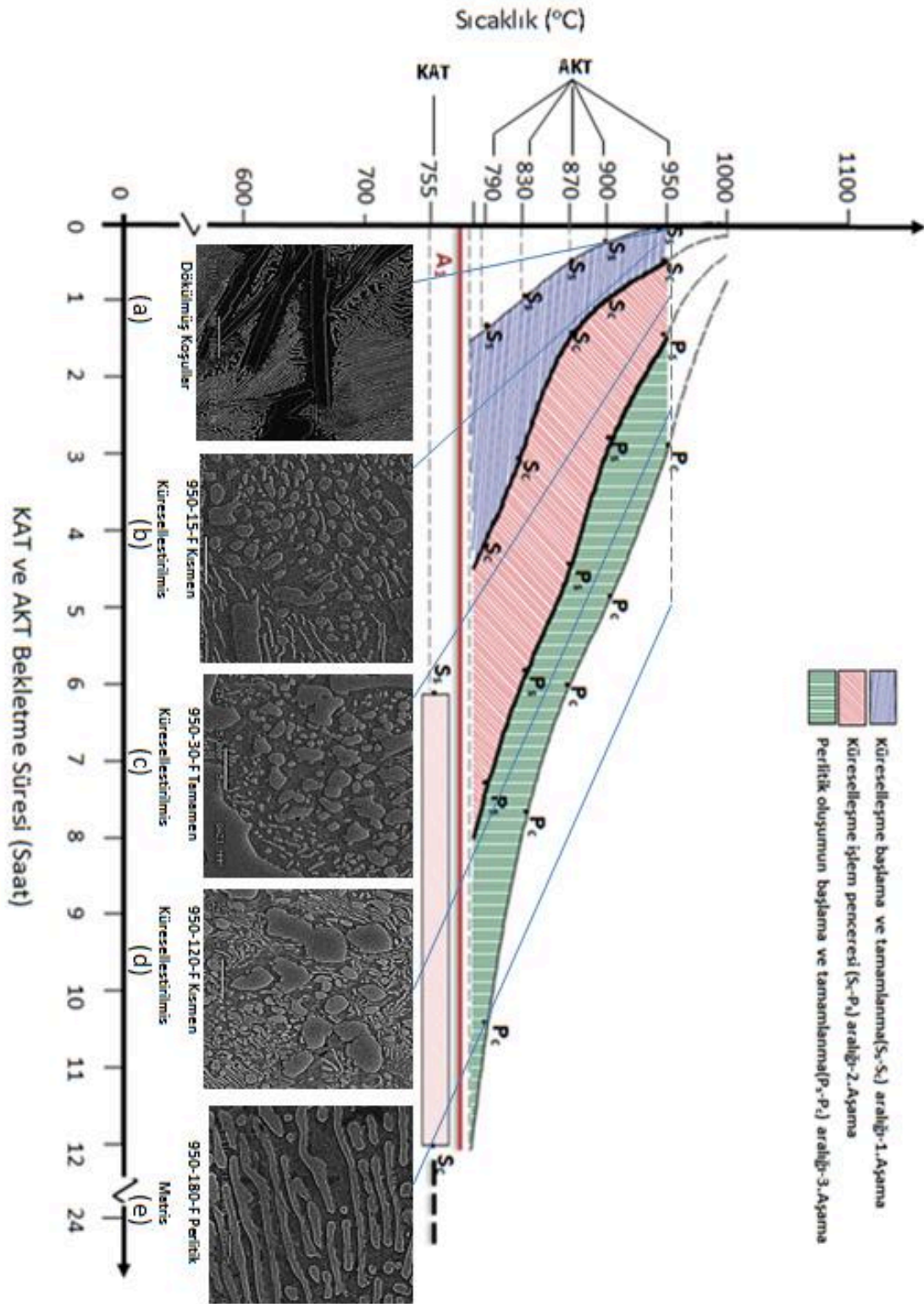
Ss ve Sc arası bekletme süresinde oluşan mikroyapısal değişiklikler ile ilgili dikkat çeken bir başka değişiklik ise perlit lameller arası mesafesindeki değişimdir. Perlitik yapı oluşumunun tamamlandığını gösteren Şekil 8.3 'ten de görülebileceği üzere, perlit lamellar arası mesafe (yaklaşık olarak 25  $\mu\text{m}$ ), dökülmüş koşullardaki malzemedeki perlit lamellar arası mesafe (yaklaşık olarak 15  $\mu\text{m}$ ) ile karşılaştırıldığında daha büyüktür.

Bu sonuç, fırında soğutulan numunelerdeki soğuma hızının, dökülmüş koşullardaki numuneleri standart Y blok kalıplarındaki soğuma hızından daha yavaş olduğuna işaret etmektedir. İyi bilindiği üzere, soğuma hızı yavaşladığında, karbürlerin çekirdeklenmesi için itici gücün azalması sonucu, karbürlerin çekirdeklenme hızı azalırken, karbürlerin

büyümesi için gerekli karbon difüzyonu süresi artmakta ve sonuç olarak perlit lamelleri arası mesafe de artmaktadır.

Şekil 9.4.'de DABDD'e 950 °C'de ve farklı sürlerde uygulanan arakritik küreselleştirme tavlaması sonucu mikroyapısal değişimleri işlem aralığı SEM görüntüleri X5000 büyütmede gösterilmiştir.





$S_s$ , küreselleşmenin başladığı,  $S_c$ , küreselleşmenin tamamlandığı,  $P_s$ , perlitik dönüşümün tamamlandığı süreleri,  $A_1$  ötektoid sıcaklığı, AKT arakritik tavlama sıcaklığını, KAT kritikaltı tavlama sıcaklığını temsil etmektedir.

Şekil 9.4. 950 0C AKT sıcaklığında farklı sürelerde tavllanmış ( $S_s$ - $P_c$  süre aralığı) ve ardından oda sıcaklığına fırında soğutulmuş numunelerdeki (a,b,c,d,e ) bekletme sürelerine bağlı mikroyapısal değişimi gösteren X5000 büyütmede SEM görüntüleri

#### **9.1.7. Farklı süreler için sabit AKT sıcaklıklarında bekletmenin ve ardından fırın soğutmanın ötektik karbür ağının çözünmesi ve morfolojisindeki değişime etkisi.**

Dökülmüş koşullar ve küreselleştirilmiş numunelerdeki morfolojik mikroyapısal değişiklikleri karşılaştıran metalografik gözlemler, bu ötektik karbürlerin sivri uçların ve keskin köşeler körelmesi dışında küreselleşme sürecine iyi tepki vermediğini göstermiştir (Şekil 9.4). Öte yandan, metalografik ölçümler ötektik karbürlerin bir kısmının AKT sırasında çözündüğünü ve bunun sonucunda hacim oranının biraz azaldığını göstermiştir. Bu gözlemler, AKT sıcaklıkları yükseltildiğinde daha belirgin hale gelmiştir (Çizelge 8.1). Bu durumda, ötektik karbür ağının parçalanması açısından daha yüksek AKT sıcaklıkları ve süreleri lehte görünmektedir. Karbür ağının parçalandığı mikro yapılar, kırılma yolu matrinden geçerken önemli plastik deformasyon ve çatlak körelmesi sağlayarak mukavemeti ve tokluğu artırabilir. Bununla birlikte, burada, perlitik veya AÖD olsun, dönüşüm tiplerinin mevcut çalışma için AKT sıcaklıklarına ve sürelerine güçlü bir şekilde bağlı olduğu belirtilmelidir. Örneğin, AKT süresi 950 °C'lik yüksek bir AKT sıcaklığında ilerledikçe, ötektik karbür ağındaki parçalanma daha belirgin hale gelirken, önceki ~%69 perlit hacim oranına sahip perlit bazlı bölgede dönüşüm tipi AÖD'den perlite kaymaktadır. (Şekil 9.4). Buradaki asıl amaç küreleştirme olduğundan, böyle bir sonuç kuşkusuz istenmeyen bir durumdur.

HSS çeliklerinin küreselleştirilmesini inceleyen Zhou ve diğerleri, ötektik karbürlerin AÖD modunu etkinleştirdiğini öne sürmüşlerdir [235]. Östenitleme koşullarının ötektik karbürlerin çözünmesini belirlediğini ve ötektik karbürlerin, AÖD modunu aktive etme rolüne benzer şekilde çekirdeklenme bölgeleri olarak hareket edebileceğini savunmuşlardır. Bu yaklaşıma dayanarak, ötektik karbürlerin bu çalışmada AÖD modunu desteklemiş olabileceği sonucuna varılabilir.

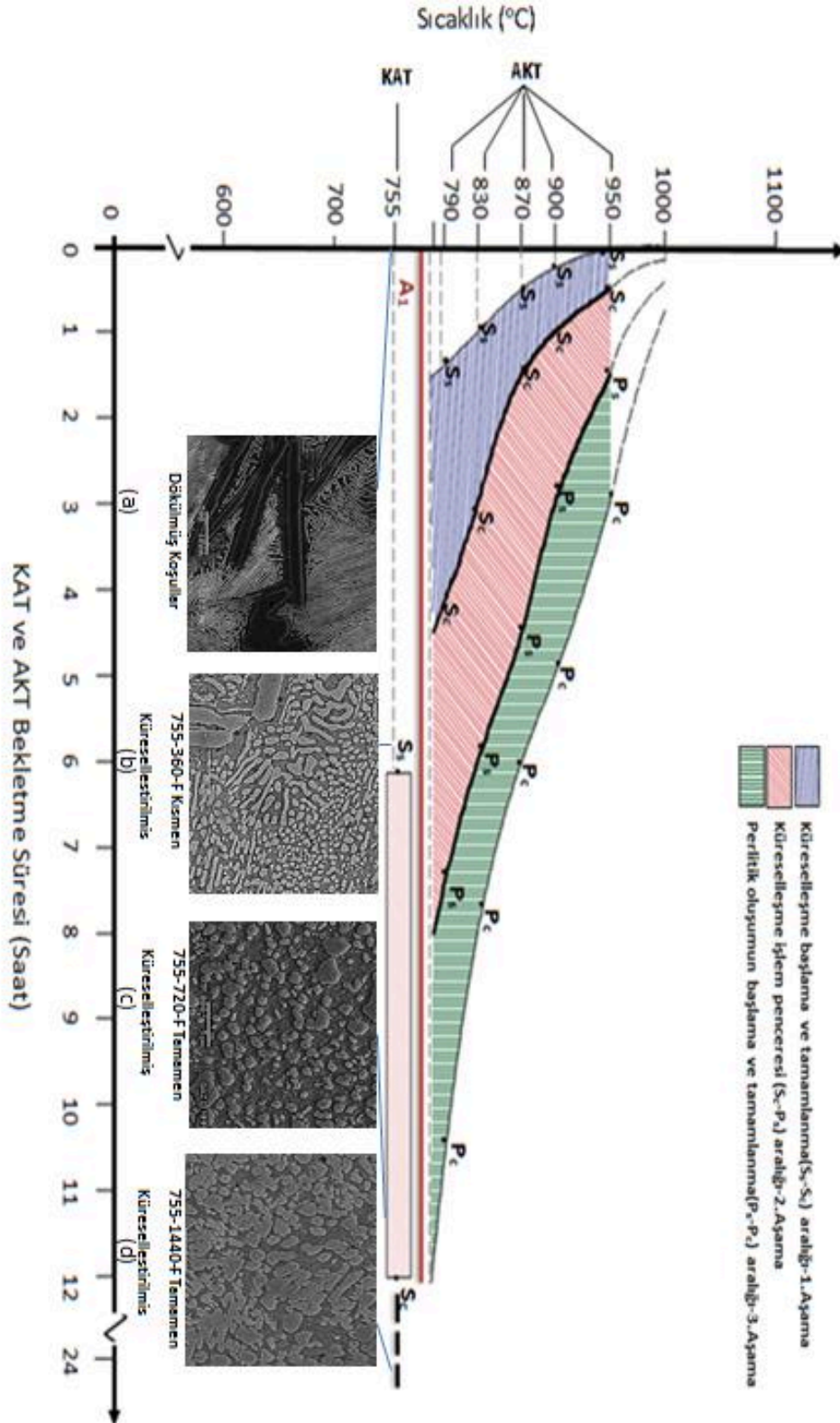
#### **9.1.8. Sabit kritik altı tavlama (KAT) sıcaklığında, farklı bekletme zamanlarında küreselleşme ve mikro yapılar.**

755 °C'de farklı sürelerde KAT sonucu oluşan numunelerin mikro yapıları Şekil 8.5'de gösterilmiştir. KAT sırasında, dökülmüş koşullardaki DABDD'nın önceki perlit bazlı bölgelerinde lamelli karbürlerden küresel karbürlere morfolojik geçiş herhangi bir faz dönüşümü olmadan devam etmiştir. Küreselleşme sırasında zamanın bir fonksiyonu olarak



gözlemlenen mikroyapısal değişiklikler literatürde tarif edilenlere benzerdir [96,238–240]. Önceki perlit bazlı yapıdaki lamel karbür yapının parçalanması ve küreselleşmesi 6-8 saat içinde başlamıştır (bkz. Çizelge 9.2 ve Şekil 9.5). İlerleyen bekleme süreleri ile küresellik derecesi artmıştır ve yaklaşık 12 saatlik bekletme süresinden sonra ferritik matriste neredeyse tamamen küresel karbürler oluşmuştur (bkz. Çizelge 9.2 ve Şekil 9.5). Şekilde görülen küreselleştirilmiş karbür boyutu, örneğin 870 °C gibi AKT'da elde edilen küresel karbür boyutuyla karşılaştırıldığında oldukça küçüktür (Şekil 9.3).

Küçük karbür küre boyutunun nedeni, ferritik matrisin düşük karbon içeriğinden ve yüksek AKT sıcaklığına kıyasla düşük KAT sıcaklıklarında ferritten karbürlere karbon difüzyonunun yavaşlaması olabilir. Bu koşullarda küreselleşmedeki itici güç, lamelli yapıdaki ferrit-sementit ara yüzeylerindeki enerjinin azalmasıyla sağlanmaktadır. Sonuç olarak, karbürlerin küreselleşmesi ile ferrit-sementitin toplam ara yüzey alanı azalmaktadır.



Ss, küreselleşmenin başladığı, Sc, küreselleşmenin tamamlandığı süreleri, A1 ötektoid sıcaklığı, AKT arakritik tavlama sıcaklığını, KAT kritikaltı tavlama sıcaklığını temsil etmektedir.. KAT kritikaltı tavlama sıcaklığını temsil etmektedir. (Ss:Küreselleşme başlangıcı Sc:Küreselleşmenin tamamlanması)

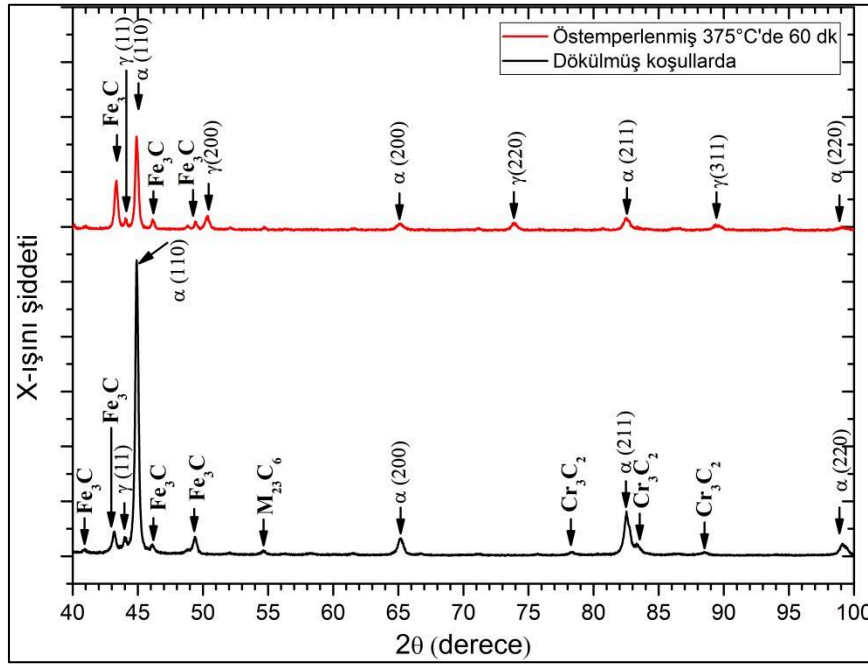
Şekil 9.5. 755 0C KAT sıcaklığında farklı sürelerde küreselleştirilmiş numunelerin (a,b,c,d) X5000 büyütmede SEM görüntüleri.

755 °C sıcaklıkta KAT süresi küreleşme için 12 saatin üzerine çıkarıldığında, kürelerin boyutu, tıpkı Ostwald olgunlaşmasında olduğu gibi, daha küçük olanların harcanmasıyla artmaktadır [107]. Küresel karbürler kabalaşırken, küreselleşen karbürlerin ortalama çapları (D) ve karbür parçacıklar arası mesafe (s) artarken alan başına düşen karbür sayısı (n) sayısı azalmaktadır (bkz. Çizelge 9.2 ve Şekil 9.5)

Öte yandan sabit sıcaklıkta KAT sırasında ötektik karbürler, kısa bekletme sürelerinde (8-12 saat) küreselleştirmeye tepki vermemişlerdir. Ancak bekletme süresi ilerlediğinde (24 saat) ötektik karbür sivri uçlarının körelmesi gibi ötektik karbür morfolojilerinde çok küçük değişiklikler gözlemlenmiştir (Şekil 9.5).

### 9.1.9. Östemperlenmiş mikroyapılar

Dökülmüş koşullardaki ve 60 dakikalık östemperlenmiş DABDD numunelerinin XRD desenleri Şekil 9.6'da verilmiştir. Tüm numunelerin metalografik incelemelerinin sonuçları Çizelge 9.3'de verilmiştir. Östemperleme sırasında gözlemlenen mikroyapısal değişikliklerin sırası, zamanın bir fonksiyonu olarak Resim 9.2'de gösterilmiştir.



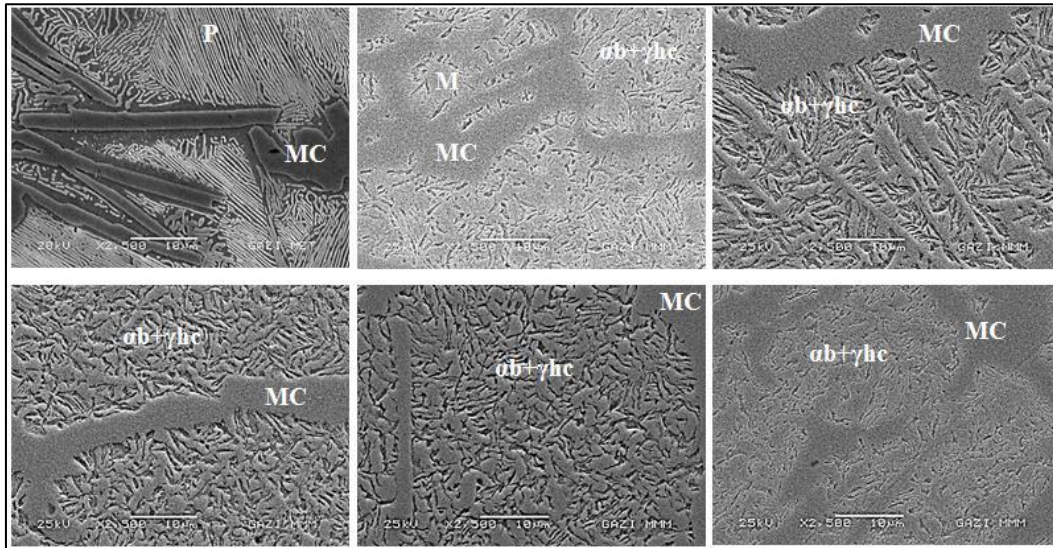
Şekil 9.6. Dökülmüş koşullardaki ve 60 dakika östemperlenmiş numunelerin XRD desenleri.

Şekil 9.6. östemperlenmiş numunedeki  $\gamma(111)$ ,  $\gamma(200)$ ,  $\gamma(220)$ ,  $\gamma(311)$  ve  $\gamma(220)$  piklerinin östenite ait olduğunu ve mikro yapının östenit, ferrit ve bazı karbürlerden oluştuğunu göstermektedir ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ,  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ ,  $\text{M}_3\text{C}$ ,  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  ve  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ ).

Çizelge 9.3. Östemperlenmiş tüm numunelerin metalografik incelemelerinin sonuçları (ortalama değerler  $\pm$  %1)

| Östemperleme Süresi (dk) | Mikroyapısal oluşumlar (vol.-%) |                 |                  |                                  |                                  |
|--------------------------|---------------------------------|-----------------|------------------|----------------------------------|----------------------------------|
|                          | Karbür (MC) #                   | Kararlı Östenit | Beynitik ferrit* | Dönüşmemiş östenit # (Martensit) | Östenit karbon içeriği * (ağ.-%) |
| Dökülmüş koşullarda      | 31,1                            | -               | -                | 68,9§                            | -                                |
| 1                        | 30,2                            | 12,9            | 0,5              | 56,4                             | 1,07                             |
| 15                       | 30,4                            | 25,5            | 5                | 39,1                             | 1,24                             |
| 30                       | 30,9                            | 32,1            | 31               | 6                                | 1,35                             |
| 60                       | 31,1                            | 35,2            | 33,4             | 0,3                              | 1,49                             |
| 90                       | 31,3                            | 32,2            | 36,5             | 0                                | 1,6                              |
| 120                      | 31,1                            | 29,5            | 39,4             | 0                                | 1,56                             |
| 150                      | 31,2                            | 25,9            | 42,9             | 0                                | 1,39                             |
| 180                      | 31,2                            | 21,5            | 47,3             | 0                                | 1,17                             |
| 240                      | 31                              | 14,7            | 54,3             | 0                                | 1                                |
| 300                      | 31,3                            | 8,6             | 60,1             | 0                                | 0,93                             |
| 360                      | 31,2                            | 5,3             | 63,5             | 0                                | 0,82                             |
| 420                      | 31                              | 2,9             | 66,1             | 0                                | 0,75                             |

§ Perlit hacim oranı  
 \* XRD analizi ile hesaplanmış  
 # Görüntü analiz yazılımı ile hesaplanmış



Resim 9.2. Östemperleme sırasında gözlemlenen sürenin bir fonksiyonu olarak mikroyapısal değişikliklerin sırası. a) dökülmüş koşullar, b) 15 dakika, c) 30 dakika, d) 60 dakika, e) 90 dak, f) 120 dak. (P: perlit,  $\alpha_b+\gamma_{hc}$ : ösferrit (beynitik ferrit + yüksek karbonlu östenit), M: martensit, MC: metal karbür)

KGDD veya GDD'ler, östemperleme işlemine iyi tepki vermektedirler. Östemperleme işlemleri sırasında, ana östenit iki aşamalı bir dönüşüm reaksiyonundan geçerler. İlk aşamada, östenit ( $\gamma$ ), beynitik ferrit ( $\alpha_b$ ) ve yüksek karbonlu östenite ( $\gamma_{hc}$ ) (kalıntı östenit veya dönüştürülmüş kararlı östenit) olarak ayrışır [26,43,52,89,184,186,241,242]. Bu aşamada, düşük karbonlu östenit, oda sıcaklığına soğutulduğunda mekanik özelliklere zarar veren martensite dönüşmektedir [26,43,52,89].

Aşama II'de, yüksek C östenit, termodinamik olarak daha kararlı ferrit ve karbüre ayrışır. Bu aşamada oluşan karbürler de mekanik özelliklere zarar vermektedir [26,43,52,89,241].

Birinci ve ikinci aşama süre aralıklarında oluşan karbür içermeyen ösferritik yapı oda sıcaklığına soğutulduğunda herhangi bir dönüşüm gerçekleşmemektedir. Ösferritik yapı, mekanik özellikler açısından benzersiz özellikler sergilemektedir [26,43,52,89,241,243–251]. Ösferritik yapının meydana geldiği bu süre aralığı, işlem penceresi veya faydalı aralık olarak adlandırılmaktadır [26,43,52,89,241,246,250].

Bu çalışmada, DABDD'nin östemperlenmesi sırasında, östemperleme süresinin bir fonksiyonu olarak mikroyapısal dönüşüm aşamaları, ağırlıklı olarak matrisi oluşturan önceki perlit bazlı bölgelerde gerçekleşmiş ve mikroyapıda ötektik karbür ağının varlığının korunması dışında yukarıda açıklanan dönüşüm aşamaları ile uyumluluk göstermiştir (Resim 9.2b - 2f).

Östemperleme sırasında, önceki östenit tane sınırlarında çökelen ötektik karbürler (MC), Resim 8.2 e'de gösterildiği gibi dökülmüş koşullardaki DABDD mikro yapısı ile karşılaştırıldığında büyük ölçüde kararlı kalmıştır (Resim 9.2 a). Bu, östenitleme sırasında, ağırlıklı olarak önceki perlit bazlı bölgelerin östenite dönüştüğü, ötektik karbür morfolojisi ve hacim oranının neredeyse sabit kaldığı anlamına gelmektedir. Bu sonuç, ötektik ve perlit bazlı ötektoid karbürler arasındaki boyut farkından kaynaklanıyor olabilir. Çünkü karbür boyutu küçüldükçe östenit/ferrit ara yüz alanı artmakta ve karbürden östenite karbon difüzyonu kolaylaşmaktadır. Ötektoid karbürden daha büyük bir boyuta ve dolayısıyla daha küçük bir östenit/karbür arayüzüne sahip olan ötektik karbürler, çözünmeye aynı östenitleme sıcaklığı ve bekletme süresi altında ötektoid karbürlerden daha yavaş tepki vermektedir.

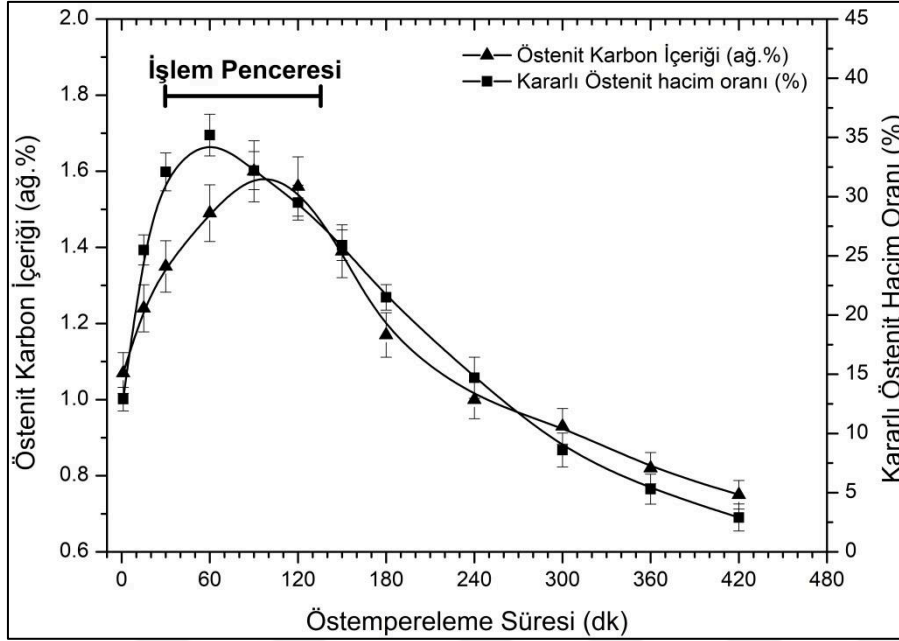
Östemperlenmiş numunelerde 1 ila 15 dakikalık bir zaman aralığında hem martensit hem de ösferrit yapılarının oluşması, birinci aşama dönüşümün henüz tamamlanmadığını göstermektedir (Resim 9.2 c).

Östemperleme süresi ilerledikçe beynitik ferrit ve yüksek karbonlu östenitin hacim oranı artarken martensitin hacim oranı azalmıştır. Bu sonuç, ilerleyen östemperleme süresi ile martensite dönüşen düşük karbonlu östenitin hacim oranının azaldığını göstermektedir (Çizelge 9.3).

Bu işlem sırasında aynı zamanda beynitik ferritin hacim oranındaki artış sonucunda düşük karbon çözünürlüğüne sahip beynitik ferritten reddedilen karbonlar, komşu yüksek karbonlu östenitteki karbon miktarını arttırmasının bir sonucu olarak, yüksek karbonlu östenitin kararlılığı daha da artmaktadır.

Östenitin karbon içeriği, işlem penceresine karşılık gelen östemperleme süre aralığında en yüksek değerine ulaşmaktadır. İşlem pencereleri, östemperleme süresi, östenit karbon içeriği ve yüksek karbon östenit hacim oranı arasındaki ilişkiden belirlenebilir [243,244]. Mevcut çalışma için bu ilişki ve işlem penceresi Şekil 9.7’de verilmiştir. Östenitin kafes parametresi kullanılarak elde edilen östenitin karbon içeriğinin XRD analizi, östenit karbon içeriğinin en yüksek seviyeye, 60-90 dakika arasındaki östemperleme sürelerinde ulaştığını göstermiştir. (Çizelge 9.3, Resim 9.2). İşlem penceresi zaman aralığı, önceki çalışmanın işlem penceresi zaman aralığının sonucuna kıyasla endüstriyel ısıtma uygulamaları için yeterince uzun görünmektedir [22]. Bu sonuç, mevcut DABDD ile önceki çalışmada kullanılan DABDD arasındaki kimyasal bileşim farklılıklarına bağlanabilir. Mevcut DABDD, önceki çalışmada kullanılan DABDD'den (Si % 1.002, Mn % 0.27) daha yüksek Si (% 1.28) ancak daha düşük Mn (% 0,24 ) içeriğine sahiptir [22]. Çünkü daha yüksek Mn içeriği östemperleme reaksiyonunu geciktirmekte ve bu da işlem penceresinin genişliğini etkilemektedir. Artan Mn içeriği ile işlem penceresi daralmakta ve sonunda kapanmaktadır. İşlem penceresinin kapandığı durumda optimum mekanik özellikler elde edilememektedir [252]. Öte yandan, ferrit kararlaştırıcı yüksek Si içeriği, ilk aşama dönüşümü sırasında ferritten karbon reddi ile kalan östeniti kararlı hale getirmek için çok daha az zaman gerektirmektedir [26,52]. Sonuç olarak, bu alaşım elementlerinin her ikisinin de işlem penceresinin genişliği üzerindeki etkisi, işlem penceresinin genişliğini arttırmış olabilir.





Şekil 9.7. Östempereleme süresi ile östenit karbon içeriği ve yüksek karbon östenit hacim oranı arasındaki ilişki.

Östempereleme süresi 90 dakikayı aştığında östenitin karbon içeriğinde bir azalma gözlenmektedir (Çizelge 8.3 ve Şekil 8.7 ). Bu sonuç ikinci aşamanın başladığını göstermektedir. Bu aşamada, daha önce bahsedildiği gibi, aşırı doymuş yüksek karbonlu östenit, termodinamik olarak daha kararlı ferrit ve karbüre ayrışır. İlerleyen bekleme süreleriyle daha görünür hale gelen yeni oluşan karbürler, küresel bir şekil almıştır (Resim 8.2) ve kürelerin boyutu, Ostwald olgunlaşmasına benzer şekilde daha küçük olanlar harcanmasıyla artmıştır [107].

## 9.2. Darbe Tokluğu

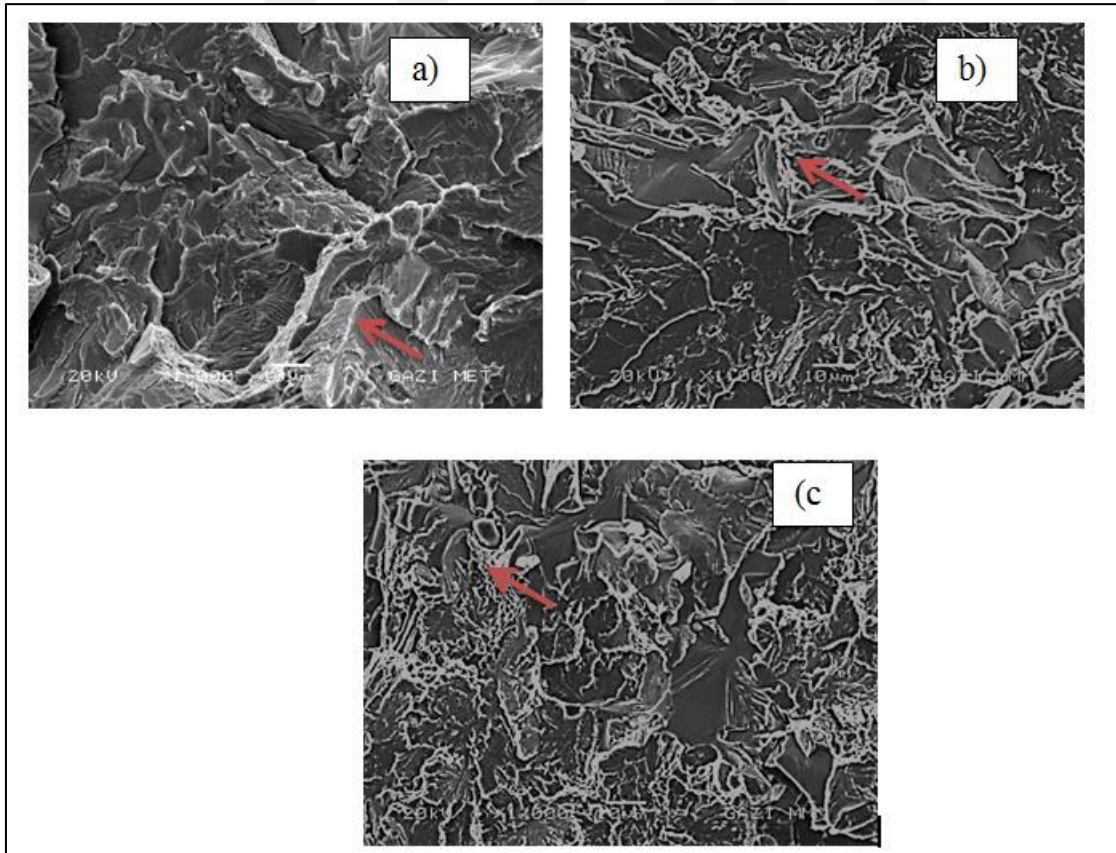
### 9.2.1. Dökülmüş koşullardaki numunelerin darbe tokluğu

Tüm numuneler içerisinde, ötektik karbür ağırlıklı ve katmanlı perlit matrisli dökülmüş koşullardaki DABDD'ler (bkz. Resim 9.1) en düşük darbe tokluğu değerini sergilemiştir (Çizelge 9.4). İyi bilindiği gibi, bir malzemenin darbe tokluğu, matristeki ikinci faz parçacıklarının şekli ve dağılımından önemli ölçüde etkilenmektedir [253,254]. Dökülmüş koşullardaki numunedeki daha düşük tokluk değerleri, çok yönlü çatlak yayılmasını kolaylaştıran perlitik matristeki sementit lamellerinin varlığından kaynaklanabilir [255]. Bunun yanı sıra, dökülmüş koşullardaki numunenin gevrek

kırılmasına bir başka katkı, gerilim yoğunlaşma bölgeleri olarak düşük yapışma mukavemetli sementit lamel arayüzlerinden gelebilir [131]. Çatlak ucundaki gerilmenin üç eksenliliğindeki bir artış, tokluk miktarını azaltmaktadır [256].

Perlitik matriste dağılmış ötektik karbür ağa sahip dökülmüş koşullardaki numunenin kırılma yüzeyi fotoğrafında, düzgün yüzey ayrılma ağırlıklı olarak belirgindir (Resim 9.3 a'de siyah okla gösterildiği gibi), bu nedenle gevrek kırılmanın meydana geldiğini göstermektedir. Gevrek kırılmaya bir başka katkıda perlitik matrisin yanı sıra önceki östenit tane sınırlarında yer alan ağ şeklindeki gevrek ötektik karbür ağından gelebilir. Henüz ısıtıl işlem görmemiş bu yapı, darbe testi sırasında sırasında gerilim yoğunlaşmasını kolaylaştıracak sivri uçlar ve keskin köşeler içermektedir (bkz Şekil 9.1)

Resim 9.3'de Dökülmüş koşullardaki DABDD, kısmen küreselleştirilmiş ve küreselleştirilmiş numunelerin kırılma yüzey SEM fotoğrafları verilmiştir.



Resim 9.3. Dökülmüş koşullardaki DABDD (a), kısmen küreselleştirilmiş (b) ve küreselleştirilmiş numunelerin (c), kırılma yüzey SEM fotoğrafları.



### 9.2.2. Küreselleştirilmiş numunelerin darbe tokluğu

Küreselleştirilmiş DABDD numunelerin darbe tokluğu değerlerindeki değişiklik, küreselleştirme işlemi sırasında mikroyapısal değişikliklerin yansımaları olmuştur. Bu nedenle darbe test numunelerinin üretimi öncesinde metalografik inceleme sonuçlarına göre en önemli morfolojik mikroyapısal değişikliklerin meydana geldiği küreselleştirme sürecinin aşamaları belirlenmeye çalışılmıştır. Bu yaklaşıma dayalı olarak, sabit AKT sıcaklıklarında ancak farklı sürelerde küreselleştirilmiş numunelerde gözlemlenen ana morfolojik mikroyapısal değişiklikler genellikle aşağıdaki gibi üç aşamaya ayrılabilir:

İlk aşama: (Sabit AKT sıcaklıklarında Şekil 9.2'deki Ss-Sc bekletme süre aralığına karşılık gelmektedir). Perlitik yapı eş zamanlı olarak bozulmakta ve küreselleştirme işlem penceresinin başlangıcına kadar küreselleştirme devam etmektedir.

İkinci aşama: (Sabit AKT sıcaklıklarında Şekil 9.2'deki Sc-Ps bekletme süre aralığına karşılık gelmektedir). İkinci aşamada küreselleştirme tamamlanan (küreselleştirme işlem penceresine karşılık gelir) küresel karbürler küresel şeklini korumaktadır.

Üçüncü aşama: (Sabit AKT sıcaklıklarında Şekil 9.2'deki Ps-Pc bekletme süre aralığına karşılık gelmektedir). Küresel yapı ayrışmakta ve yerini perlitik yapı almaktadır.

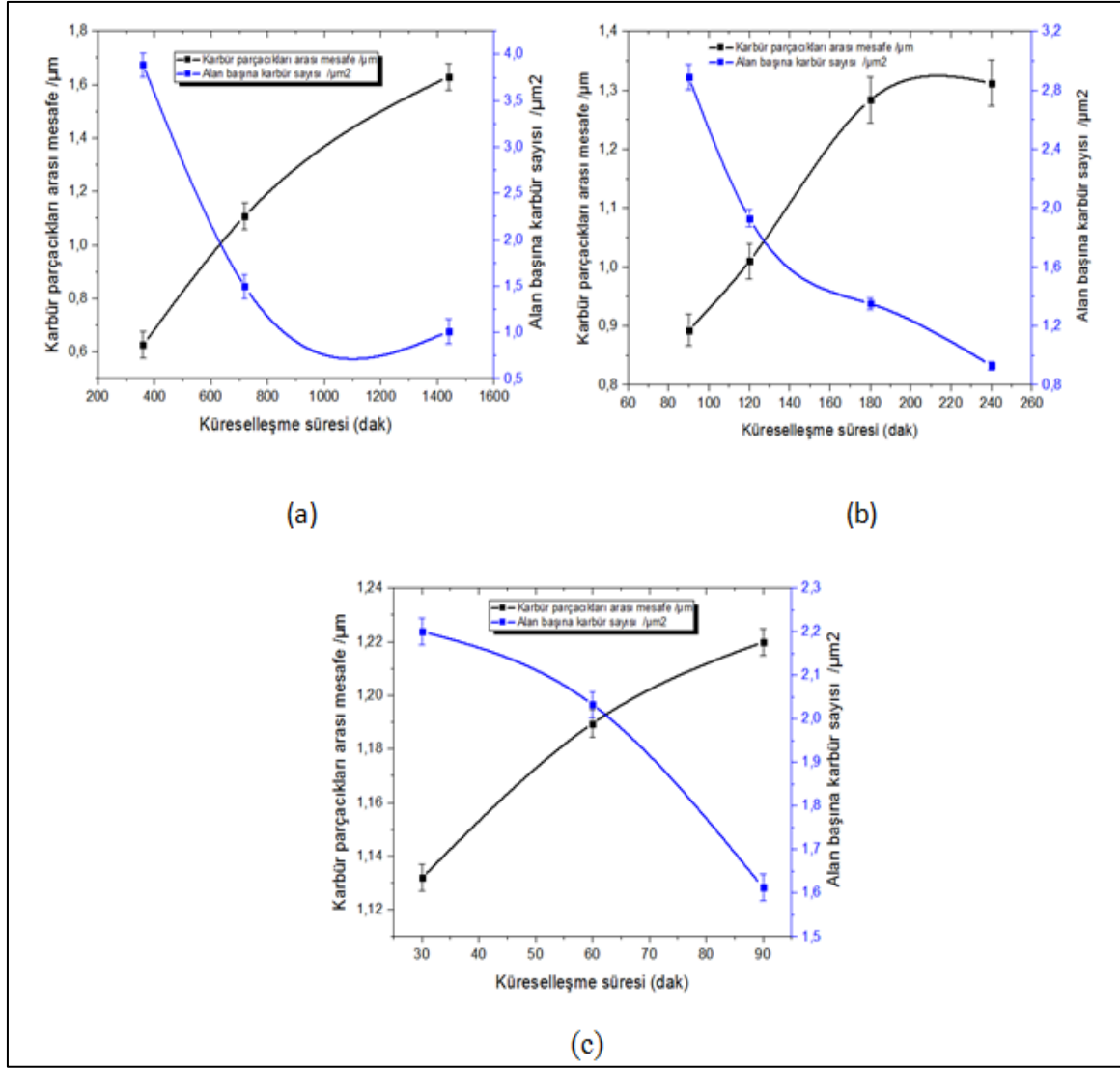
Darbe tokluğu testleri için numuneler üretilirken, yukarıda özetlenen üç aşamadaki mikroyapısal değişiklikler dikkate alınmıştır. Bu amaçla, her bir tavlama sıcaklığındaki Aşama 1, 2 ve 3'ün ortasına karşılık gelen sürelerle göre birincil kısmen küreselleştirilmiş (1. aşama), tam küreselleştirilmiş (2. aşama) ve ikincil kısmen küreselleştirilmiş (3. aşama) numuneler üretilmiştir. Bu numunelerin metalografik ölçüm sonuçları Çizelge 9.1 ve 9.2'de verilmiştir.

Numunelerin oda sıcaklığında ölçülen darbe tokluk ve sertlik testleri sonuçları Çizelge 9.4'te listelenmiştir. Dökülmüş koşullardaki DABDD, kısmen küreselleştirilmiş ve küreselleştirilmiş numunelerin bazı kırılma yüzey mikroyapı örnekleri sırasıyla Resim 9.3 (a), (b). ve (c) 'de gösterilmiştir. Tamamen küreselleştirilmiş numuneler için, küreselleştirme süreleri, tavlama sıcaklıkları, alan başına karbür sayısı, parçacıklar arası

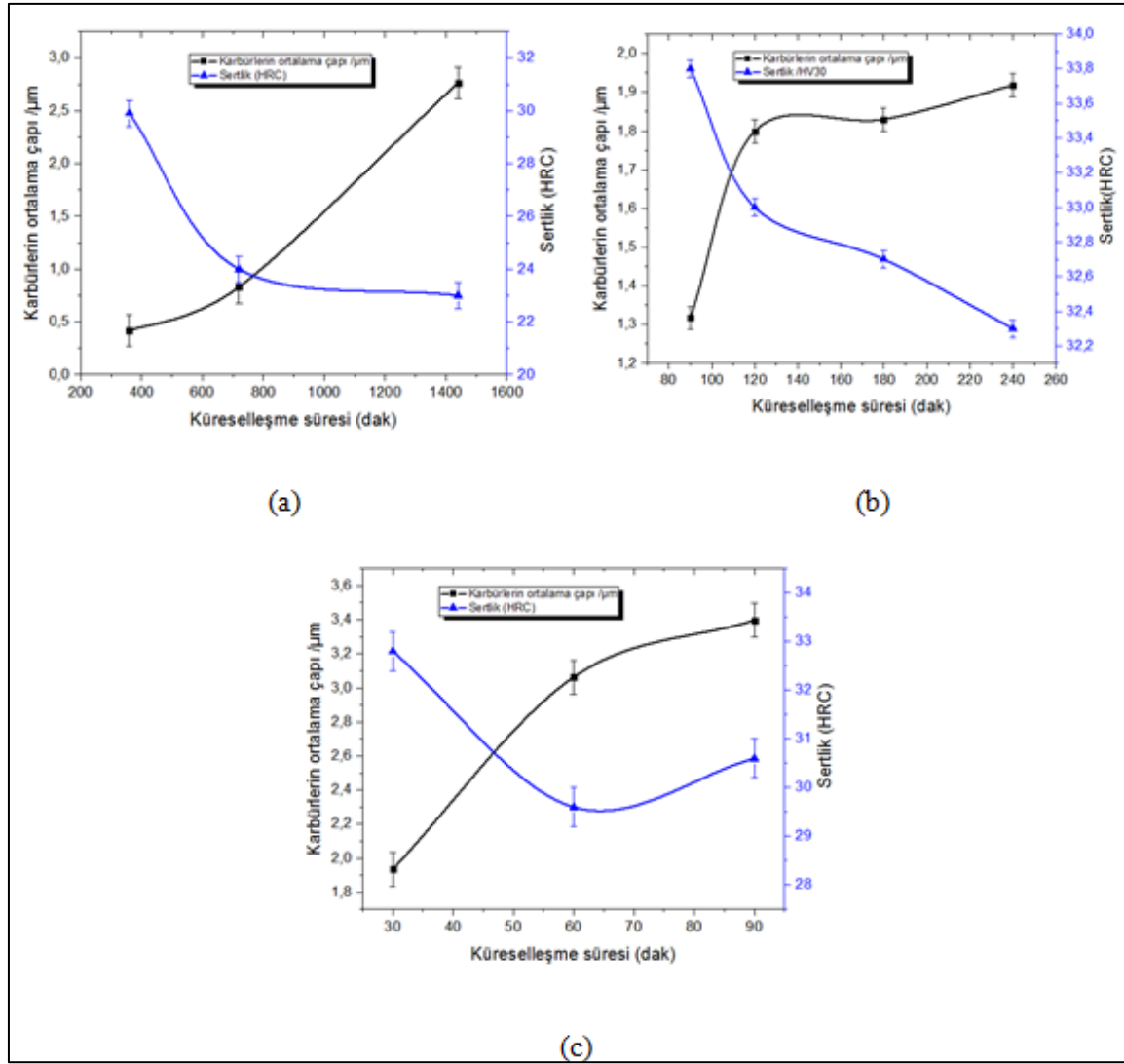
mesafe, karbürlerin ortalama çapı, sertlik ve çentiksiz darbe tokluğu arasındaki ilişkilerin grafiksel gösterimleri Şekil 9.8'den 9.11'e verilmiştir.

Çizelge 9.4. Küreselleştirilmiş tüm numunelerin darbe tokluğu ve sertlik test sonuçları (ortalama değerler  $\pm$  %1)

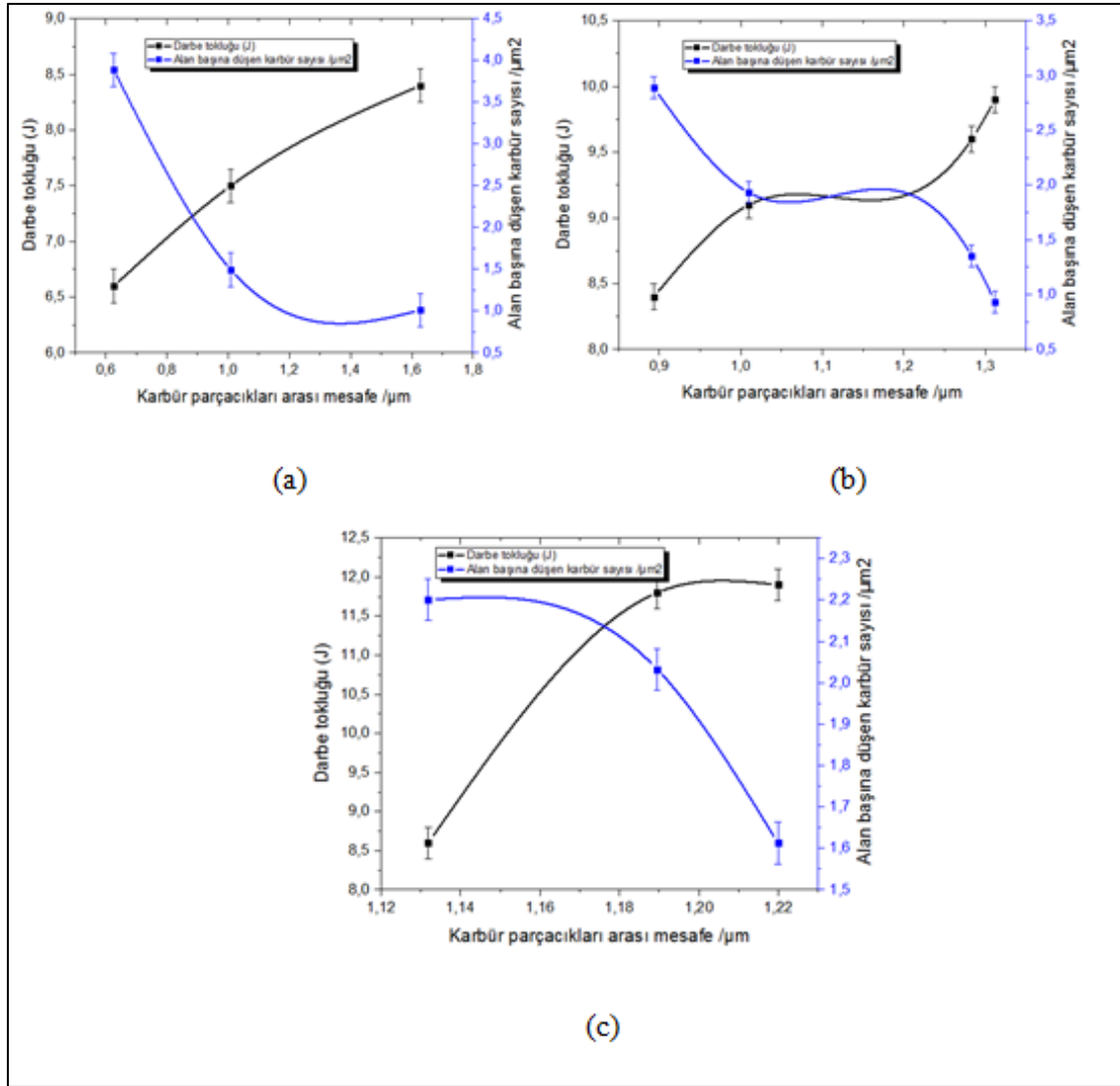
| Sıcaklık ( $^{\circ}\text{C}$ ) | Bekletme süresi (dakika) | Küreselleşme durumu                           | Darbe tokluğu (J) | Makro Sertlik (HRC) |
|---------------------------------|--------------------------|-----------------------------------------------|-------------------|---------------------|
|                                 | Dökülmüş koşullarda      | -                                             | $4,6 \pm 0,1$     | $41,5 \pm 0,6$      |
| Ara Kritik Tavlama ( AKT)       |                          |                                               |                   |                     |
| 790                             | 180                      | Birincil kısmen küreselleştirilmiş (1. Aşama) | $7,7 \pm 0,2$     | $32 \pm 0,4$        |
| 790                             | 360                      | Tam küreselleştirilmiş (2. Aşama)             | $8,5 \pm 0,3$     | $31 \pm 0,3$        |
| 790                             | 600                      | İkincil kısmen küreselleştirilmiş (3.Aşama)   | $8,0 \pm 0,2$     | $31,6 \pm 0,4$      |
| 830                             | 120                      | Birincil kısmen küreselleştirilmiş (1. Aşama) | $8,1 \pm 0,2$     | $32,7 \pm 0,4$      |
| 830                             | 270                      | Tam küreselleştirilmiş (2. Aşama)             | $8,9 \pm 0,3$     | $29,9 \pm 0,3$      |
| 830                             | 420                      | İkincil kısmen küreselleştirilmiş (3.Aşama)   | $8,3 \pm 0,2$     | $31,6 \pm 0,4$      |
| 870                             | 60                       | Birincil kısmen küreselleştirilmiş (1. Aşama) | $8,3 \pm 0,2$     | $33,8 \pm 0,3$      |
| 870                             | 180                      | Tam küreselleştirilmiş (2. Aşama)             | $9,1 \pm 0,3$     | $32,7 \pm 0,4$      |
| 870                             | 300                      | İkincil kısmen küreselleştirilmiş (3.Aşama)   | $8,5 \pm 0,3$     | $32,7 \pm 0,3$      |
| 900                             | 30                       | Birincil kısmen küreselleştirilmiş (1. Aşama) | $8,5 \pm 0,3$     | $34,3 \pm 0,4$      |
| 900                             | 90                       | Tam küreselleştirilmiş (2. Aşama)             | $10,4 \pm 0,3$    | $29,9 \pm 0,3$      |
| 900                             | 240                      | İkincil kısmen küreselleştirilmiş (3.Aşama)   | $9,2 \pm 0,3$     | $31,6 \pm 0,3$      |
| 950                             | 15                       | Birincil kısmen küreselleştirilmiş (1. Aşama) | $8,4 \pm 0,2$     | $32,8 \pm 0,3$      |
| 950                             | 30                       | Tam küreselleştirilmiş (2. Aşama)             | $11,8 \pm 0,3$    | $29,3 \pm 0,3$      |
| 950                             | 120                      | İkincil kısmen küreselleştirilmiş (3.Aşama)   | $9,2 \pm 0,3$     | $30,6 \pm 0,3$      |
| Kritik Altı Tavlama (KAT)       |                          |                                               |                   |                     |
| 755                             | 360                      | Tam küreselleştirilmiş                        | $6,6 \pm 0,1$     | $29,9 \pm 0,3$      |
| 755                             | 720                      | Tam küreselleştirilmiş                        | $7,5 \pm 0,1$     | $24,0 \pm 0,3$      |
| 755                             | 1440                     | Tam küreselleştirilmiş                        | $8,4 \pm 0,2$     | $23,0 \pm 0,2$      |



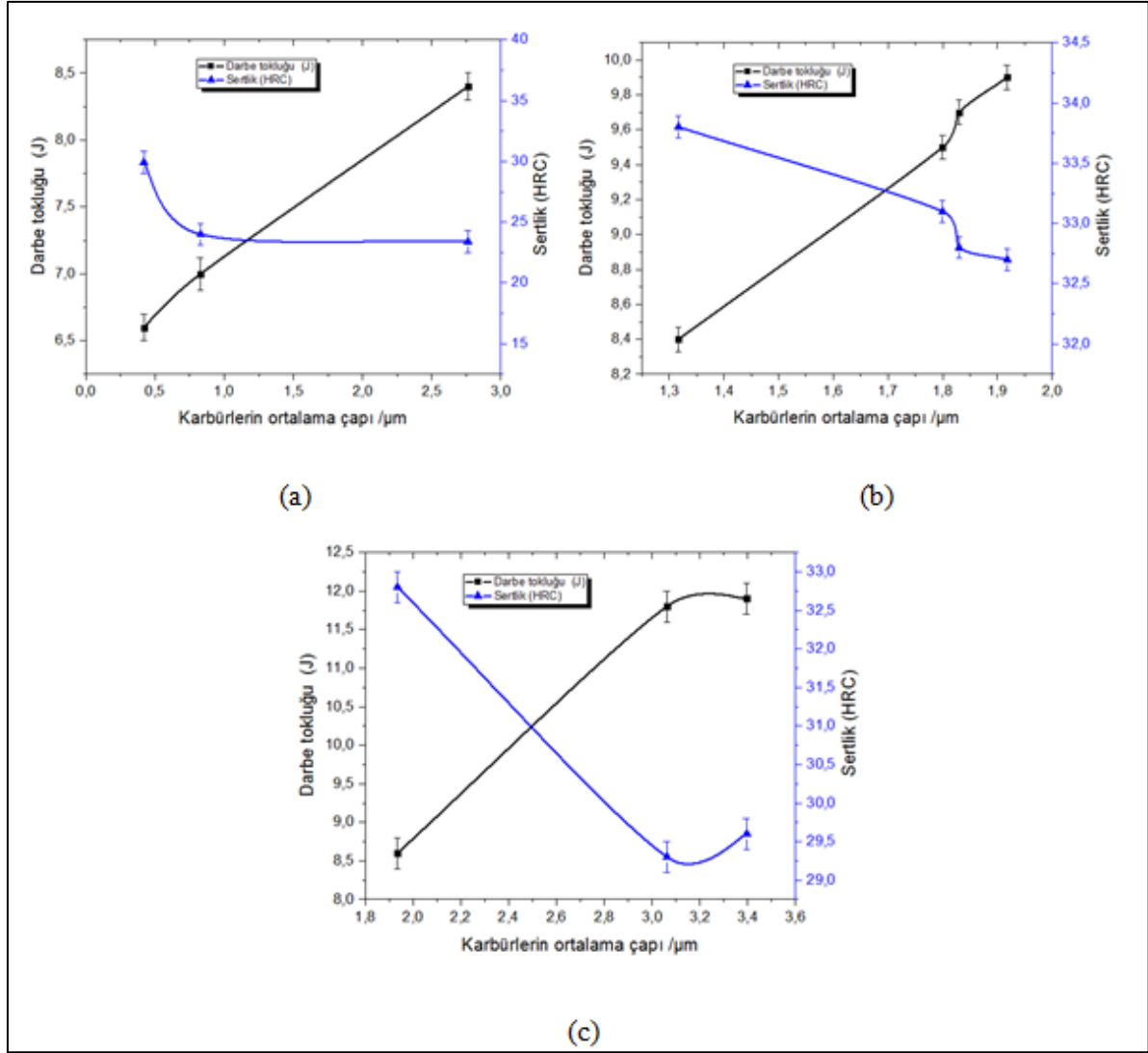
Şekil 9.8. Tavlama sıcaklıkları 755°C (a) , 870°C (b), 950°C (c) küreselleştirme süresi, alan başına karbür sayısı ve karbür parçacıkları arasındaki mesafe arasındaki ilişkiler.



Şekil 9.9. Tavlama sıcaklıkları, 755°C (a) , 870°C (b), 950°C (c) küreselleştirme süresi, karbürlerin ortalama çapları ve sertlik arasındaki ilişkiler.



Şekil 9.10. Tavlama sıcaklıkları, 755°C (a) , 870°C (b), 950°C (c) darbe tokluğu, alan başına karbür sayısı, karbür parçacıkları arası mesafe arasındaki ilişkiler.



Şekil 9.11. Tavlama sıcaklıkları, 755°C (a) , 870°C (b), 950°C (c) darbe tokluğu, ortalama karbür çapı ve sertlik arasındaki ilişkiler

Bu numunelerin darbe tokluğu özelliklerine ilişkin değerlendirmeler aşağıdaki alt başlıklar altında verilmiştir.

### 9.2.3. Kısmen ve tamamen küreselleştirilmiş numunelerin darbe tokluğu

#### Kısmen küreselleştirilmiş numunelerin darbe tokluğu (Birincil kısmen küreselleştirilmiş - 1. Aşama)

Birincil kısmen küreselleştirilmiş (1. Aşama) AKT ve KAT uygulamaları ile elde edilen kısmi perlit ve küreselleştirilmiş karbür yapıya sahip kısmen küreselleştirilmiş

numunelerin darbe tokluk değerleri, dökülmüş koşullardaki numunelerin tokluk değerleri göre yaklaşık olarak % 50 iyileşme göstermiştir (Çizelge 9.4).

Darbe tokluğundaki bu iyileşme, AKT ve KAT uygulamaları ile 1. Aşamada perlitik yapının kısmen küreselleşmesinden kaynaklanabilir. Küreselleşmiş bölgelerdeki küresel karbürlerin darbe testi sırasında gerilim yoğunlaşma bölgelerini azaltması, ferritin deformasyonu için daha fazla alan açması, kırılmayı geciktirerek emilen darbe enerjisini arttırması beklenebilir. Bu numunenin sertliği, küreselleşen alanın artması sonucu dökülmüş koşuldaki perlitik matrisli yapının sertliğine kıyasla azalmıştır (Çizelge 9.4). Yukarıda bahsedildiği gibi, ferrit matrisindeki sementit lamelleri, gerilim yoğunlaşma yerleri olarak işlev görür ve çok yönlü çatlak yayılmasını kolaylaştırır. Bu durumda emilen darbe enerjisini azaltma eğilimi olan sementit lamellerinin yerini kısmen küreselleşmiş sementitin alması emilen darbe enerjisini arttırabilir.

Kısmen küreselleştirilmiş numunenin kırılma yüzeyi SEM fotoğrafı Resim 9.3b'de verilmiştir. Bu kırılma yüzeyi fotoğrafında sünek kırılma modunun göstergesi olan çukurcuklar ve gevrek kırılma modu olan düzgün ayrılma yüzeylerinin (Resim 9.3 b'de siyah okla gösterilmiştir) her ikisinde görülmektedir. Bu numunede birkaç düzgün yüzey ayrılma görünümü, sementit lamellerinin varlığından kaynaklanmaktadır. Küreselleşme derecesindeki bir artış, kırılma davranışını kademeli olarak sünek bir moda dönüştürmektedir.

#### **9.2.4. Tamamen küreselleştirilmiş numunelerin darbe tokluğu (2. Aşama)**

Farklı AKT sıcaklık ve sürelerinde veya sabit KAT sıcaklıklarında ancak farklı sürelerde küreselleştirme işlemlerine tabi tutulan ve önceki perlit esaslı bölgelerde küreselleşmenin tamamlandığı numuneler, dökülmüş koşullardaki ve kısmen küreselleştirilmiş numunelere göre, yüksek darbe tokluğu değerleri sergilemişlerdir.

Bu sonuç, kırılma meydana gelmeden önce çok daha yüksek deformasyon uyum kabiliyetinin bir göstergesidir. İyi bilindiği gibi, küreselleştirilmiş yapı, gerilim yoğunlaşma bölgelerini bastırır ve sonuç olarak kırılmanın başlamasını geciktirerek hem sünekliği hem de tokluğu arttırır. Yumuşak, sürekli bir ferrit matris içinde dağıtılan sert ikinci faz küreselleştirilmiş karbürlere sahip numunelerdeki deformasyon sırasında, plastik

akışın, sert kırılğan küreselleştirilmiş karbürlerle kıyasla daha fazla deforme olabilen ferrit matrisinin toplam hacminin daha büyük bir bölümünde meydana gelmesi beklenir. Bu durumda, küreselleştirilmiş karbürlerin ortalama çapı, parçacıklar arası mesafe ve alan başına düşen karbür sayısı, deforme olabilirlik açısından ön plana çıkmaktadır.

AKT sıcaklıklarının ve sürelerinin artmasıyla ortalama karbür çapı ve parçacıklar arası mesafe artmakta, ancak alan başına karbür sayısı ve sertlikler azalmaktadır (Çizelge 9.4, Şekil 9.8 ve 9.9).

Bu durumda, ortalama karbür çapı ve karbür parçacıklar arası mesafesi artan ancak alan başına düşen karbür sayısı azalan numuneler, kırılmadan önce plastik akışın meydana gelmesine izin vermek için yumuşak ferrit matrisinin toplam hacminin daha büyük bir kısmına sahiptir. Bu mikroyapısal değişikliklere bağlı olarak sertlik değeri azalmıştır. Sertlikteki azalma, özellikle karbürlerin ortalama çapının artmasıyla birlikte, karbürler ve ferrit matris arasındaki ara yüzey alanındaki azalmadan kaynaklanmaktadır. Bu, daha fazla deformasyon yapılabileceği ve bu nedenle darbe testi numunelerinde daha fazla enerji emilebileceği anlamına gelmektedir. Nitekim numunelerde de görülen durum budur (Şekil 10 ve 11). En yüksek darbe tokluğu ve en düşük sertlik değerleri, küreselleştirme işlem penceresi süre aralıklarına karşılık gelen küreselleştirme süre aralıklarında elde edilmiştir. Daha önce de belirtildiği, gibi bu süre aralığında küreselleşme derecesi en yüksek değere ulaşır ve perlit yokluğunda, artık yumuşak ferrit, matris konumundadır. Ps dönüşüm aşamasının küreselleşme periyodundan sonra, perlit yapısının oluşmaya başlaması ve giderek artması nedeniyle sertlikte bir artış meydana gelmekte ve darbe tokluk değeri düşmektedir (bkz. Çizelge 9.4 ve Şekil 9.8 ve 9.9).

Kırılma yüzeyinde bol çukurların varlığı ve düzgün ayrılma yüzeylerin yokluğu (bkz. Resim 9.3 c), sünek kırılmanın meydana geldiğini gösterir. Sementit fazının tamamen küreselleşmesi, gerilme konsantrasyon bölgelerinde önemli bir azalma ve bu nedenle de çatlağın yayılmasını geciktirmekte ve tokluk değerinin artmasını sağlamaktadır.



### **9.2.5. Kısmen küreselleştirilmiş numunelerin darbe tokluğu (İkincil kısmen küreselleştirilmiş-3.Aşama)**

İkincil kısmen küreselleştirilmiş numunelerin tokluk değerleri, birincil kısmen küreselleştirilmiş numunelerin tokluk değerlerinden biraz daha yüksek olmuştur (Çizelge 9.4). Bu sonuç, 3.Aşama kısmen küreselleştirilmiş numunelerdeki perlit lameller arası mesafesinin, 1. Aşama kısmen küreselleştirilmiş numunelerdeki perlit lameller arası mesafesinden daha büyük olmasına bağlanabilir. Bu sonuç literatürle uyumludur. Lameller arası mesafe arttıkça tokluk değeri artmaktadır [257,258].

### **9.2.6. KAT tavlama ile küreselleştirilmiş numunelerin darbe tokluğu**

Aynı tavlama sürelerinde, AKT ve KAT tavlama ile küreselleşmiş numunelerin darbe tokluk değerleri birbirleriyle kıyaslandığında (Çizelge 9.4), KAT tavlama ile küreselleştirilmiş numuneler daha düşük darbe tokluk değerleri sergilemektedirler. KAT tavlama ile küreselleştirilmiş numuneler de, küreselleştirilmiş karbürlerin ortalama çapı, parçacıklar arası aralık daha küçük ve alan başına düşen karbür sayısı ve sertlik değeri daha yüksektir. Sertlikteki artış, özellikle karbürlerin ortalama çapının azalmasıyla birlikte, karbürler ve ferrit matris arasındaki ara yüzey alanındaki artıştan kaynaklanmaktadır.

Böyle bir yapının deformasyonu sırasında plastik akışın, sert kırılğan küreselleştirilmiş karbürlere göre daha fazla deforme olabilen ferrit matrisinin toplam hacminin daha küçük bir bölümünde meydana gelmesi ve bu nedenle de darbe testi numunelerinin daha az enerji emmesi beklenebilir. Farklı AKT sıcaklık ve sürelerinde küreselleştirilmiş numunelerde de benzer sonuçlar elde edilmiştir. Bir başka deyişle karbürlerin ortalama çapı ve karbür parçacıklar arası mesafe küçüldükçe ve alan başına düşen karbür sayısı ve sertlik arttıkça darbe enerji emilmesi azalmıştır (Çizelge 9.4, Şekil 9.10 ve Şekil 9.11).

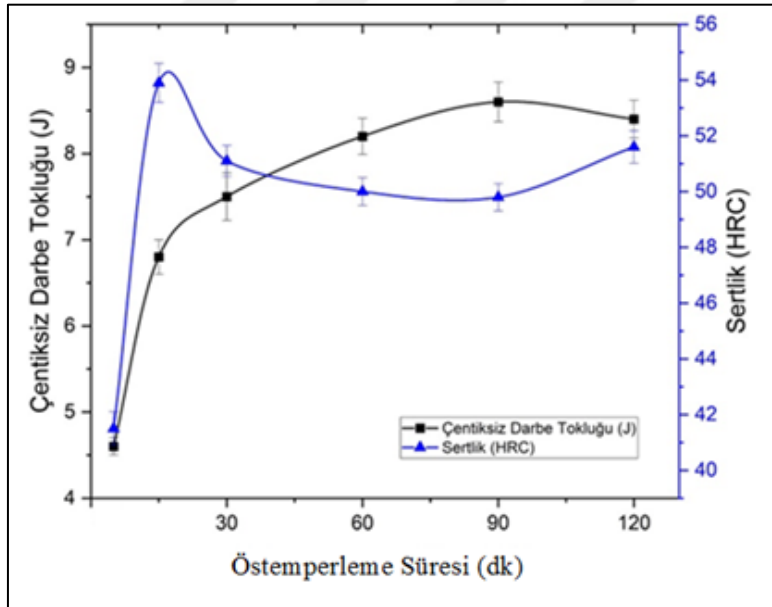
### **9.2.7. Östemperlenmiş numunelerin darbe tokluğu**

Numunelerin çentiksiz darbe tokluğu ve sertlik değerleri ile östemperleme süreleri, darbe tokluğu ve sertlik arasındaki ilişki sırasıyla Çizelge 9.5 ve Şekil 9.12'de verilmiştir. Östemperlenmiş düşük alaşımlı beyaz dökme demir (ÖDABDD) numunelerin tokluk değerleri, genellikle dökülmüş koşullardaki DABDD numunelerinin tokluk değerlerinin

oldukça üzerindedir. ÖDABDD numunelerin sertlik değerleri dökülmüş koşullardaki DABDD'dan daha yüksek olmasına rağmen, daha yüksek tokluk değerleri sergilemişlerdir. Bu sonuçlar östemperlenmiş KGDD'lerde [242,244,247,249] elde edilen tokluk değerlerine benzerdir. Ösferritik yapının bir bileşeni olan yüksek karbonlu östenitin karbon içeriğinin artması sertlik değerini arttırırken, öte yandan östenitin YMK kristal yapısından dolayı yüksek deforme olabilirliği, darbe testi sırasında daha fazla enerji emilimine neden olmuş olabilir.

Çizelge 9.5. Dökülmüş koşullardaki ve farklı sürelerde ÖDABDD numunelerinin darbe tokluk ve sertlik değerleri

| Östemperleme süresi (dk) | Çentiksiz darbe tokluğu (J) | Sertlik (HRC)  |
|--------------------------|-----------------------------|----------------|
| Dökülmüş Koşullar        | $4,6 \pm 0,1$               | $41,5 \pm 0,6$ |
| 15                       | $6,8 \pm 0,2$               | $53,9 \pm 0,7$ |
| 30                       | $7,5 \pm 0,3$               | $51,1 \pm 0,6$ |
| 60                       | $8,2 \pm 0,2$               | $50,0 \pm 0,5$ |
| 90                       | $8,6 \pm 0,2$               | $49,8 \pm 0,5$ |
| 120                      | $8,4 \pm 0,2$               | $51,6 \pm 0,6$ |



Şekil 9.12. Östemperleme süreleri, darbe tokluğu ve sertlik arasındaki ilişki.

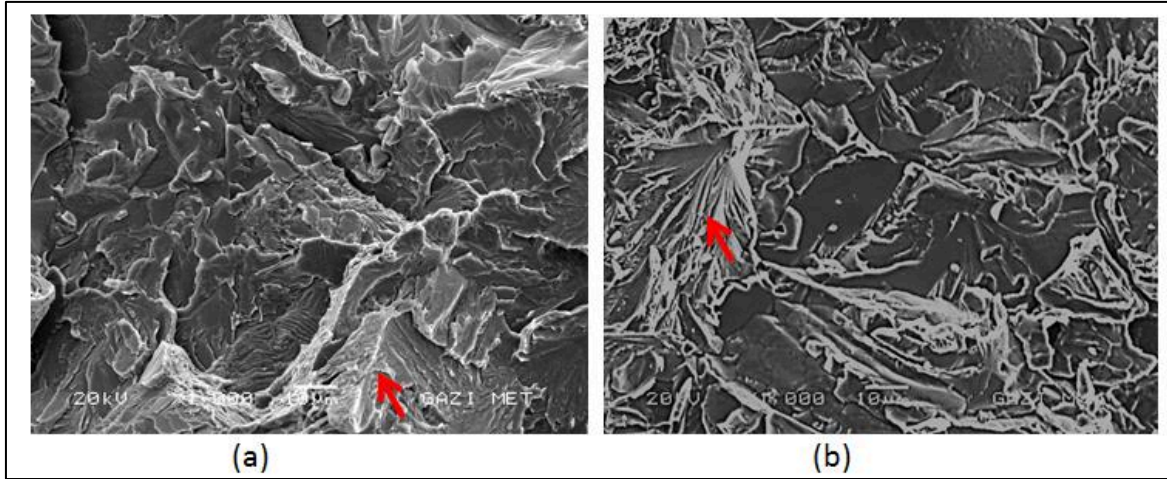
Numunelerde gözlemlenen darbe tokluğu değerlerindeki değişiklik, östemperleme işlemi sırasında meydana gelen mikroyapısal değişiklikleri yansıtmaktadır (bkz. Çizelge 9.3, Çizelge 9.5 ve Şekil 9.7 ve 9.12). Henüz 1. aşama dönüşüm işlemini tamamlamamış numunelerde gözlenen yüksek sertlik ve düşük tokluk değerlerinin nedeni, bu numunelerde

dönüştürülmemiş östenit (oda sıcaklığında martensit) varlığına bağlanabilir. Östemperleme süresi ilerledikçe ösferritik yapının hacim oranındaki artış ve dönüştürülmemiş östenit (martenzit) miktarının azalması darbe tokluğunu artırır ve sertliği azaltır [22,26,43,52,89,241]. En yüksek darbe tokluğu ve en düşük sertlik değerleri, işlem penceresi zaman aralığına karşılık gelen 60-90 dakikalık östemperleme süre aralıklarında elde edilmiştir. Daha önce de belirtildiği gibi östenit bu zaman aralığında en yüksek karbon içeriğine ulaşır ve kararlılığı artar. 2. dönüşüm aşamasının başlangıcı olan yaklaşık 90 dakikalık östemperleme süresinden sonra, yüksek karbonlu östenit, termodinamik olarak daha kararlı ferrit ve karbüre ayrışır. Bu nedenle sertlikte hafif bir artış meydana gelmiş ve darbe tokluk değeri düşmüştür (bkz. Çizelge 9.3, Çizelge 9.5, Şekil 9.7 ve 9.12).

ÖDABDD malzemelerinin tokluk özellikleri ile ilgili vurgulanması gereken önemli bir özellik, ösferritik yapı hacim oranı ve matris konumu ile ilgilidir. Mevcut çalışmadaki ösferrit hacim oranı (~%69), önceki çalışmadaki ösferrit hacim oranından (~% 48) oldukça yüksektir [22]. Diğer bir deyişle, bu çalışmada ösferritik yapı matris konumundadır. Daha fazla deforme olabilen sünek ösferritik bir yapının hacim oranının artırılması, darbe testi sırasında daha fazla enerji emilmesine neden olabilir. Nitekim, mevcut çalışma ÖDABDD, önceki çalışma ÖDABDD'den üç kat daha fazla tokluk değerine sahiptir [22]. Bu sonuca bir başka katkı, önceki DABDD'ye kıyasla mevcut DABDD'nin daha düşük ötektik karbür hacim oranından gelebilir. Mevcut DABDD'da (Resim 9.4) ötektik karbür ağında düşük ötektik karbür hacim oranına sahip daha az sayıda bağlantı, sünek ösferritik matrisin deformasyonu için daha fazla şans vermiş olabilir ve bu da daha fazla enerji emilimine neden olabilir.

#### Kırık yüzey mikroyapısı

Dökülmüş koşullardaki DABDD ve ÖDABDD numunelerinin bazı kırık yüzey mikroyapı örnekleri sırasıyla Resim 9.4 (a) ve (b)'de gösterilmektedir.



Resim 9.4. a ve b'de Dökülmüş koşullardaki DABDD ve 60 dakika östemperlenmiş DABDD numunelerin kırık yüzey mikroyapıları X1000 büyütmede sırasıyla (a) ve (b)'de gösterilmiştir.

Östemperlenmiş numunelere göre, perlitik matris içinde dağılmış ötektik karbür ağı dökülmüş koşullardaki DABDD, en düşük darbe tokluğu değerini sergilemiştir (bakınız Çizelge 9.5). Genel olarak darbe tokluğu, matristeki ikinci faz parçacıklarının şeklinden ve dağılımından önemli ölçüde etkilenmektedir [253,254]. Dökülmüş koşullardaki numunedeki daha düşük tokluk değerleri, çok yönlü çatlak yayılmasını kolaylaştıran perlitik bir yapı içinde sementit lamellerinin varlığından kaynaklanabilir [255]. Bu sonuca bir başka katkı da ötektik karbür ağının morfolojisinden gelebilir. Ötektik karbür ağ morfolojisine daha yakından bakıldığında, deformasyon sırasında gerilim yoğunlaşmasını kolaylaştıran sivri uçlar, keskin köşeler ve zayıf karbür ağ bağlantıları ortaya çıkmaktadır (Resim 9.1a).

Dökülmüş koşullardaki numunenin kırılma yüzeyi fotoğrafında (bkz. Resim 9.4a), düzgün yüzey ayrılma ağırlıklı olarak belirgindir, bu nedenle gevrek kırılmanın meydana geldiğini göstermektedir.

Dökülmüş koşullardaki DABDD'nin aksine, östemperlenmiş ösferritik matrisli numuneler, kırılma meydana gelmeden önce çok daha yüksek deformasyona adapte olma kabiliyetini gösteren yüksek darbe tokluğu değerleri sergilemiştir. Dökülmüş koşullardaki ve östemperlenmiş numunelerin mikroyapıları birbirleriyle karşılaştırıldığında, östemperlenmiş numunelerdeki ösferritik matris yapısının, dökülmüş koşullardaki yapıda önceki perlit esaslı matris yapısının yerini aldığı ve başka önemli bir değişikliğin olmadığı

görülmektedir. Deformasyon sırasında, yüksek oranda deforme olabilen yumuşak bir ösferritik matriste plastik akışın, dökülmüş koşullardaki DABDD'in perlitik matrisinde olduğundan daha fazla meydana gelmesi beklenir. Bu, ösferritik matrisli darbe testi uygulanmış östemperlenmiş numunelerde daha fazla deformasyon yapılabileceği ve dolayısıyla daha fazla enerjinin emilebileceği anlamına gelmektedir.

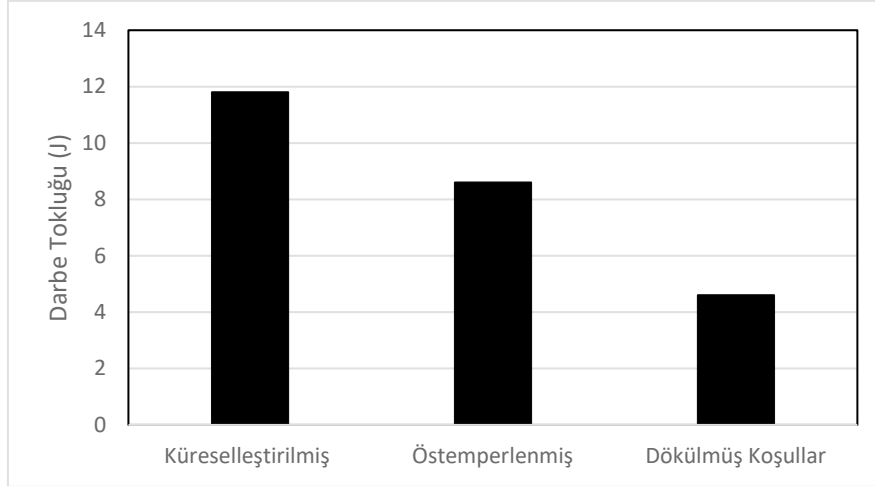
Östemperlenmiş numunenin kırılma yüzeyi fotoğrafında görülen bol çukurların varlığı ve düzgün ayrılma yüzeylerin yokluğu (bkz. Resim 9.4.b), sünek kırılmanın meydana geldiğini göstermektedir. Bu sonuç literatürle uyumludur [242,245,247,249,255]. Matris olarak ösferritik bir yapının varlığı sünek kırılma sağlamaktadır.

#### **9.2.8. Dökülmüş, küreselleştirilmiş ve östemperlenmiş numunelerin darbe tokluk değerlerinin karşılaştırılması**

Eşit koşullarda darbe testi uygulanmış tüm numunelerin (Dökülmüş koşullar, küreselleştirilmiş, ve östemperlenmiş) darbe tokluk değerlerinin karşılaştırılması Şekil 9.13'de verilmiştir. Tüm numunelerin büyükten küçüğe darbe tokluk değerleri şu şekilde sıralanabilir:

Küreselleştirilmiş > Östemperlenmiş > Dökülmüş koşullar

Küreselleştirilmiş, östemperlenmiş ve dökülmüş koşullardaki numunelerinin darbe tokluk sonuçları üzerindeki mikroyapı-özellik ilişkileri yukarıda alt başlıklar altında değerlendirildiği için burada tekrar analiz yapılmaya gerek duyulmamıştır.



Şekil 9.13. Eşit koşullarda darbe testi uygulanmış tüm numunelerin (dökülmüş koşullar, küreselleştirilmiş ve östemperlenmiş) numunelerin darbe tokluk değerleri.

### 9.3. Aşındırıcı aşınma ağırlık kayıpları

Dökülmüş koşullardaki, AKT ve KAT ile küreselleştirilmiş, numunelerinin ortalama aşınma ağırlık kayıpları ve sertlik değerleri Çizelge 8.6’da verilmiştir. Sonuçların değerlendirilmeleri, aşağıda alt başlıklar altında ele alınmıştır.

Çizelge 9.6. Dökülmüş koşullar, AKT ve KAT sıcaklıklarında küreselleştirilmiş numunelerin ortalama aşınma ağırlık kayıpları ve sertlik değerleri (ortalama değerler  $\pm$  %1)

| Sıcaklık (°C)             | Bekletme süresi (dakika) | Küreselleşme durumu                           | Ortalama aşınma ağırlık kaybı (mg) | Makro Sertlik (HRC) |
|---------------------------|--------------------------|-----------------------------------------------|------------------------------------|---------------------|
|                           | Dökülmüş koşullarda      | -                                             | 0,0038 $\pm$ 0,0005                | 41,5 $\pm$ 0,6      |
| Ara Kritik Tavlama ( AKT) |                          |                                               |                                    |                     |
| 790                       | 180                      | Birincil kısmen küreselleştirilmiş (1. Aşama) | 0,0074 $\pm$ 0,0003                | 32 $\pm$ 0,4        |
| 790                       | 360                      | Tam küreselleştirilmiş (2. Aşama)             | 0,0081 $\pm$ 0,0005                | 31 $\pm$ 0,3        |
| 790                       | 600                      | İkincil kısmen küreselleştirilmiş (3.Aşama)   | 0,0078 $\pm$ 0,0006                | 31,6 $\pm$ 0,4      |
| 830                       | 120                      | Birincil kısmen küreselleştirilmiş (1. Aşama) | 0,0085 $\pm$ 0,0005                | 32,7 $\pm$ 0,4      |
| 830                       | 270                      | Tam küreselleştirilmiş (2. Aşama)             | 0,0095 $\pm$ 0,0004                | 29,9 $\pm$ 0,3      |
| 830                       | 420                      | İkincil kısmen küreselleştirilmiş (3.Aşama)   | 0,0091 $\pm$ 0,0007                | 31,6 $\pm$ 0,4      |
| 870                       | 60                       | Birincil kısmen küreselleştirilmiş (1. Aşama) | 0,0089 $\pm$ 0,0004                | 33,8 $\pm$ 0,3      |
| 870                       | 180                      | Tam küreselleştirilmiş (2. Aşama)             | 0,0104 $\pm$ 0,0007                | 32,7 $\pm$ 0,4      |
| 870                       | 300                      | İkincil kısmen küreselleştirilmiş (3.Aşama)   | 0,0097 $\pm$ 0,0004                | 32,7 $\pm$ 0,3      |
| 900                       | 30                       | Birincil kısmen küreselleştirilmiş (1. Aşama) | 0,0112 $\pm$ 0,0003                | 34,3 $\pm$ 0,4      |

Çizelge 9.6. (devam) Dökülmüş koşullar, AKT ve KAT sıcaklıklarında küreselleştirilmiş numunelerin ortalama aşınma ağırlık kayıpları ve sertlik değerleri (ortalama değerler  $\pm$  %1)

|                           |      |                                               |                     |                |
|---------------------------|------|-----------------------------------------------|---------------------|----------------|
| 900                       | 90   | Tam küreselleştirilmiş (2. Aşama)             | 0,0131 $\pm$ 0,0006 | 29,9 $\pm$ 0,3 |
| 900                       | 240  | İkincil kısmen küreselleştirilmiş (3.Aşama)   | 0,0124 $\pm$ 0,0004 | 31,6 $\pm$ 0,3 |
| 950                       | 15   | Birincil kısmen küreselleştirilmiş (1. Aşama) | 0,0132 $\pm$ 0,0005 | 32,8 $\pm$ 0,3 |
| 950                       | 30   | Tam küreselleştirilmiş (2. Aşama)             | 0,0141 $\pm$ 0,0006 | 29,3 $\pm$ 0,3 |
| 950                       | 120  | İkincil kısmen küreselleştirilmiş (3.Aşama)   | 0,0144 $\pm$ 0,0007 | 30,6 $\pm$ 0,3 |
| Kritik Altı Tavlama (KAT) |      |                                               |                     |                |
| 755                       | 360  | Tam küreselleştirilmiş                        | 0,0065 $\pm$ 0,0005 | 29,9 $\pm$ 0,3 |
| 755                       | 720  | Tam küreselleştirilmiş                        | 0,0069 $\pm$ 0,0008 | 24,0 $\pm$ 0,3 |
| 755                       | 1440 | Tam küreselleştirilmiş                        | 0,0075 $\pm$ 0,0005 | 23,0 $\pm$ 0,2 |

### 9.3.1. Dökülmüş koşullardaki numunelerin aşındırıcı aşınma ağırlık kayıpları

Daha önce kısım 9.1.1 alt başlığı altında bahsedildiği üzere, dökülmüş koşullardaki DABDD'de mikro yapıyı  $\sim$  %69 oranında perlit ve ötektik karbür ağından oluşturmaktadır (Çizelge 1). Bu yapıda perlit matris konumundadır (Resim 9.1). Dökülmüş koşullardaki numunelerin, ortalama aşınma ağırlık kayıpları ve sertlik değerleri Çizelge 9.6'da verilmiştir.

Dökülmüş koşullardaki DABDD numunelerin ortalama aşınma ağırlık kaybı küreselleştirilmiş numunelerin ortalama aşınma ağırlık kayıpları ile karşılaştırıldığında (Çizelge 9.6) dökülmüş koşullardaki DABDD numunelerin ortalama aşınma ağırlık kaybı değerleri, küreselleştirilmiş numunelerin ortalama aşınma kayıpları değerlerinden daha az gerçekleşmiştir. Bu sonuç, literatürle yer alan çalışma sonuçları ile uyumlu görülmektedir [259–265] Plastik olarak deforme olmuş perlitik yapıdaki sementit levhaların eğilmesi, yön değiştirmesi, matris ile deforme olması ve çatlayarak kırılması nedeniyle aşınma sırasında daha fazla enerji tükettiği bildirilmektedir [260,266]. Perlitik matrisli yapılarda aşınma direnci perlit lamellar arası mesafe ile değişkenlik göstermektedir. Lamellar arası mesafe azaldıkça ferrit ve sementit toplam arayüzey alanı artması iç enerji düzeyini artırarak sertlikte artışa neden olmaktadır. Bu durumda aşınma direnci doğrusal olarak artmaktadır [259,263,265].

Aşınma testi sırasında perlitik yapıdaki lamel sementitlerin, ferrit matrisinde küresel sementitlere göre daha etkili pekleşme sağladığı, sementit katman kırıkları nedeniyle perlitik yapının enerji tüketiminin küreselleştirilmiş karbür yapıya göre daha fazla olabileceği ileri sürülmüştür [259,263,265].

### **9.3.2. Küreselleştirilmiş numunelerin aşındırıcı aşınma ağırlık kayıpları**

Küreselleştirilmiş DABDD numunelerin ortalama aşındırıcı aşınma kayıpları, küreselleştirme işlemi sırasında mikroyapısal değişikliklerin yansıması olmuştur. Bu nedenle aşınma test numunelerinin üretimi öncesinde metalografik inceleme sonuçlarına göre en önemli mikroyapısal değişikliklerin meydana geldiği küreselleşme sürecinin aşamaları belirlenmeye çalışılmıştır. Bu yaklaşıma dayalı olarak, sabit AKT sıcaklıklarında ancak farklı sürelerde küreselleştirilmiş numunelerde gözlemlenen ana mikroyapısal değişiklikler Kısım 8.2.2' belirtildiği gibi genellikle üç aşamaya ayrılabilir: Bu aşamalar 1, 2 ve 3. aşamalardır.

### **9.3.3. Kısmen ve tamamen küreselleştirilmiş numunelerin aşındırıcı aşınma ağırlık kayıpları**

Kısmen küreselleştirilmiş numunelerin aşındırıcı aşınma ağırlık kayıpları (Birincil kısmen küreselleştirilmiş - 1. Aşama)

AKT tavlama ile küreselleştirmenin 1. aşamasında kısmen küreselleştirilmiş numunelerin (Şekil 9.4) aşındırıcı aşınma kayıpları dökülmüş koşullardaki perlitik matrisli DABDD numunelerinin aşındırıcı aşınma kayıplarının bir miktar altında kalmıştır (Çizelge 9.6). Bu numunelerde küreselleşmenin kısmen gerçekleşmiş olması küreselleşmenin gerçekleştiği bölgedeki ferrit/sementit toplam arayüzey alanında azalmaya ve bu nedenle de makro sertlik değerlerinde de azalmaya neden olmuştur. Bu durumda, perlitik yapıdaki lamel sementit miktarının azalması toplamda lamel sementitin pekleşme etkisini ve dolayısıyla aşınma direncini azaltmış olabilir [260].



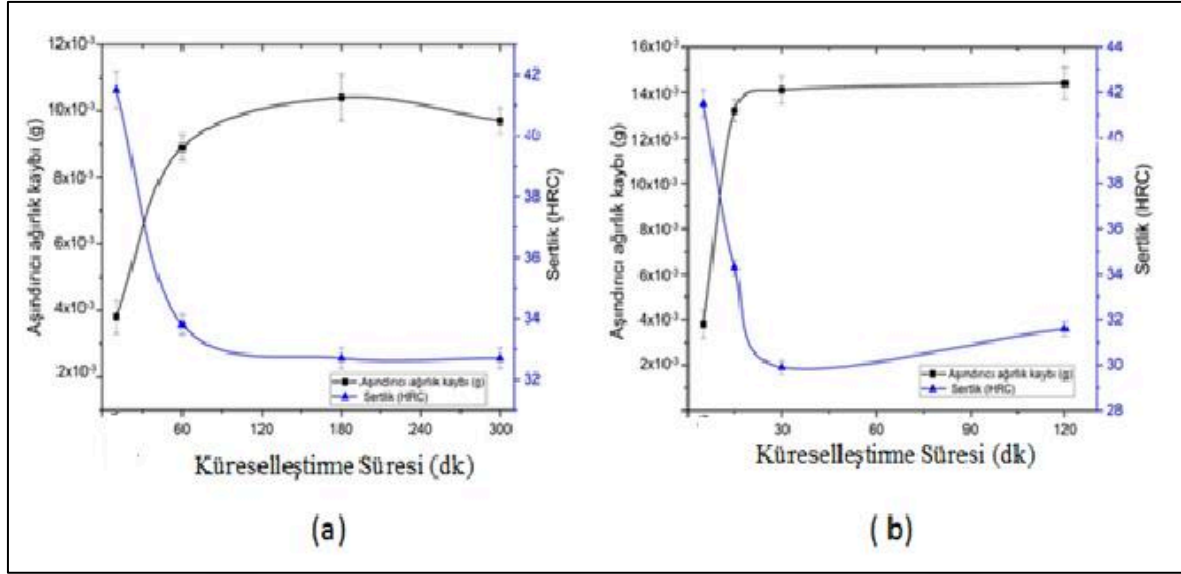
#### **9.3.4. Tamamen küreselleştirilmiş numunelerin aşındırıcı aşınma ağırlık kayıpları (2. Aşama)**

Genel olarak test edilen numuneler arasında en fazla aşınma kaybı AKT ile küreselleştirmenin 2. aşamasında tamamen küreselleştirilmiş numunelerde gözlenmiştir (Çizelge 9.6). Ferritik matrisde küreselleşmiş sementitli yapılardaki aşınma kaybının perlitik yapılara göre fazla olmasının nedeni, ferrit matrisinin deformasyonunun, sementit deformasyonu çok az veya hiç olmadan gerçekleşebilmesine ve bu nedenle enerji tüketiminin az olmasına atfedilmiştir [187,261,262]. Perlitik yapılarda ise lamel sementitlerin, ferrit matrisinde küresel sementitlere göre daha etkili pekleşme sağlamakta, sementit katman kırıkları nedeniyle perlitik yapının enerji tüketiminin küreselleştirilmiş karbür yapıya göre daha fazla gerçekleşmektedir [260,266]. Farklı AKT tavlama sıcaklıklarında tamamen küreselleştirilmiş numunelerin aşınma ağırlık kayıplarındaki değişim, bu numunelerde gözlenen ortalama karbür ortalama çapı, karbür parçacıklar arası mesafe ve alan başına düşen karbür sayındaki değişimlerden kaynaklanabilir. Karbür ortalama çapları, parçacıklar arası mesafe azaldıkça ve alan başına düşen karbür sayısı arttıkça sertlik artarken aşınma ağırlık kayıpları azalmıştır (Çizelge 9.6).

#### **9.3.5. Kısmen küreselleştirilmiş numunelerin aşındırıcı aşınma ağırlık kayıpları (İkincil kısmen küreselleştirilmiş 3.Aşama)**

3.Aşama kısmen küreselleştirilmiş numunelerin aşındırıcı aşınma kaybı, 1. Aşama kısmen küreselleştirilmiş numunelerin aşındırıcı aşınma değerlerinden biraz daha fazla olmuştur (Çizelge 9.6). Bu sonuç, 3.Aşama kısmen küreselleştirilmiş numunelerdeki perlit lameller arası mesafesinin, 1. Aşama kısmen küreselleştirilmiş numunelerdeki perlit lamel mesafesinden daha büyük olmasına bağlanabilir. Bu sonuç literatürle uyumludur. Lameller arası mesafe arttıkça sertlik ve buna bağlı olarak aşındırıcı aşınma kaybı artmaktadır [263,265].

Şekil 9.14'te Dökülmüş koşullar ve 870 °C, Dökülmüş koşullar ve 950 °C tavlama sıcaklıklarında farklı sürelerde küreselleştirilmiş numunelerin aşındırıcı aşınma ağırlık kayıpları ve sertlikler arasındaki ilişki verilmiştir.

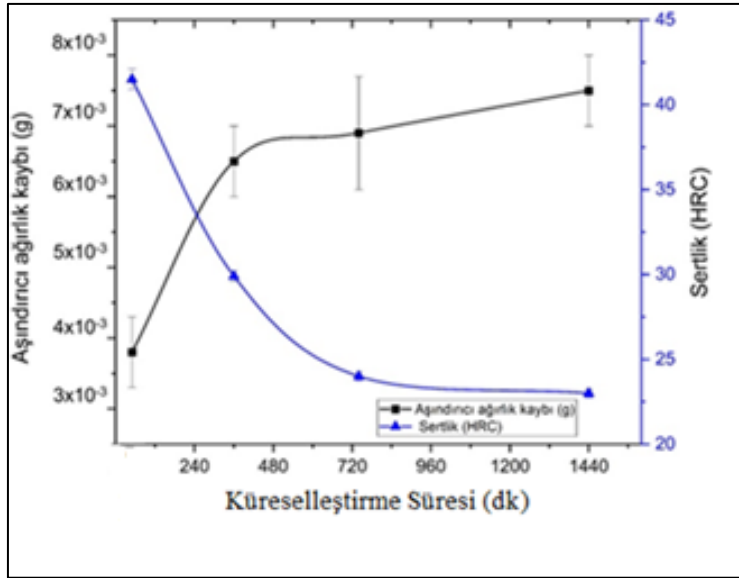


Şekil 9.14. Dökülmüş koşullar ve 870 °C (a) ve Dökülmüş koşullar ve 950 °C (b) tavlama sıcaklıklarında farklı sürelerde küreselleştirilmiş numunelerin aşındırıcı aşınma ağırlık kayıpları ve sertlikler arasındaki ilişki.

### 9.3.6. KAT tavlama ile küreselleştirilmiş numunelerin aşındırıcı aşınma ağırlık kayıpları

KAT tavlama ile küreselleştirilmiş numunelerin ortalama aşındırıcı aşınma kayıpları Çizelge 9.6’da verilmiştir. Aynı sürelerde AKT ve KAT tavlama ile küreselleştirilmiş aşındırıcı aşınma kayıp değerleri birbirleriyle kıyaslandığında (Çizelge 9.6) KAT tavlama ile küreselleştirilmiş numuneler daha az aşınma kaybı sergilemişlerdir. Aşınma kaybındaki bu fark, KAT numunelerinde, karbürlerin ortalama çapları ve karbür parçacıklar arası mesafenin azalmasından ve alan başına düşen karbür sayısının artmasından ve buna bağlı olarak makro sertliğin artmasından kaynaklanabilir (Çizelge 9.2 ve Çizelge 9.6). Sertlikteki artışa ve buna bağlı olarak aşındırıcı aşınma kaybındaki azalmaya AKT’ye göre daha düşük KAT sıcaklıklarındaki küreselleştirme sırasında daha az miktarda ötektik karbür çözülmesi katkıda bulunabilir (Çizelge 9.2)

Şekil 9.15’te Dökülmüş koşullar ve 755 °C tavlama sıcaklığında farklı sürelerde küreselleştirilmiş numunelerin aşındırıcı aşınma ağırlık kayıpları ve sertlikler arasındaki ilişki verilmiştir.



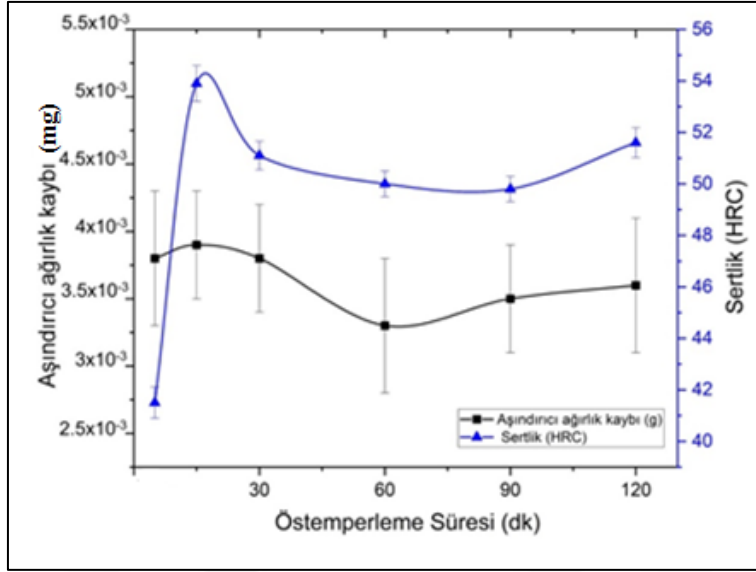
Şekil 8.15. Dökülmüş koşullar ve 755 °C tavlama sıcaklığında farklı sürelerde küreselleştirilmiş numunelerin aşındırıcı aşınma ağırlık kayıpları ve sertlikler arasındaki ilişki.

### 9.3.7. Östemperlenmiş numunelerin aşındırıcı aşınma ağırlık kayıpları

Östemperleme sürelerine bağlı olarak dökülmüş koşullardaki DABDD ve ÖDABDD numunelerini ortalama ağırlık kayıpları ve sertlik değişimi Çizelge 9.7'de verilmiş ve östemperleme süreleri ve sertlik değerlerinin bir fonksiyonu olarak Şekil 9.16'da grafiksel olarak sunulmuştur.

Çizelge 9.7. Dökülmüş koşullar ve 375 °C'de östemperlenen numunelerde östemperleme sürelerine bağlı olarak ortalama ağırlık kayıpları ve sertliklerdeki değişimler.

| Östemperleme süresi (dk) | Ortalama aşındırıcı ağırlık kaybı (mg) | Sertlik (HRC) |
|--------------------------|----------------------------------------|---------------|
| Dökülmüş koşullarda      | 0,0038±0,0005                          | 41,5 ± 0,6    |
| 15                       | 0,0039±0,0004                          | 53,9± 0,7     |
| 30                       | 0,0038±0,0004                          | 51,1± 0,6     |
| 60                       | 0,0033±0,0005                          | 50,0± 0,5     |
| 90                       | 0,0035±0,0004                          | 49,8± 0,5     |
| 120                      | 0,0036±0,0005                          | 51,6± 0,6     |



Şekil 9.16. Dökülmüş koşullar ve farklı östemperleme sürelerinde, aşındırıcı ağırlık kayıpları ve sertlikler arasındaki ilişki.

Dökülmüş koşullardaki ve östemperlenmiş numunelerdeki sertlik ve ortalama aşındırıcı ağırlık kaybı değişimleri birbirleriyle karşılaştırıldığında, aşındırıcı ağırlık kaybı açısından en iyi performansı östemperlenmiş numuneler göstermiştir. Dökülmüş koşullardaki numune, test edilen diğer ÖDABDD numunelere kıyasla daha az sertliğe sahip olmuştur (Çizelge 9.7).

Genel olarak, östemperleme süresi arttıkça östemperleme işlem aralığında numunelerin sertliği artmış ve ortalama aşındırıcı ağırlık kaybı giderek azalmıştır. Bu sonuç östemperleme süresine bağlı olarak östemperlenmiş numunelerdeki mikroyapısal değişiklikleri yansıtmaktadır.

Daha önce bahsedildiği gibi, düşük karbonlu östenit, 15 dakika gibi östemperleme sürelerinin erken aşamalarında soğuma durumunda martensite dönüşmektedir. Sonuç olarak martensit varlığı sertliği artırırken aşındırıcı ağırlık kaybını çok az artırmaktadır. Östemperleme süresi ilerledikçe martensit hacim oranı azalmakta ve martenzitin yerini beynitik ferrit ve yüksek karbonlu östenit almaktadır. Bu değişime paralel olarak sertlik bir miktar azalırken aşındırıcı ağırlık kaybı azalmaktadır (Çizelge 9.7 Şekil 9.14). Bu sonuç, işlem penceresi zaman aralığı içinde kalan 60-90 dakika boyunca östemperlenmiş numunelerde gözlenmiştir. Martensit içermeyen yumuşak bir ösferritik matrise sahip olan bu numuneler, östemperlenmiş numuneler arasında en düşük sertlik değerine sahiptir.

(Çizelge 9.7, Şekil 9.14). Östemperleme süresi daha da arttırıldığında, diğer bir deyişle 2. dönüşüm aşamasının ötesinde, yüksek karbonlu östenitin termodinamik olarak daha kararlı beynitik ferrit ve karbüre dönüşmesinin bir sonucu olarak sertlikte küçük bir artış meydana gelmektedir. Bu mikroyapısal değişimin etkileri, 2. aşama dönüşüme geçildikten sonra 120 dakika östemperlenen numunelerde sertlikte artış ve aşındırıcı ağırlık kaybında hafif bir artma olarak gözlenmiştir (Çizelge 9.7, Şekil 9.14.)

Özetlemek gerekirse, östemperleme süresinden bağımsız olarak tüm östemperlenmiş numunelerdeki sertliğe kıyasla döküm numunelerdeki sertliğin daha az olduğuna ve östemperleme süresine bağlı olarak mikroyapılardaki değişikliklerle sertliklerin değiştiğine dair net bir kanıt bulunmuştur (Çizelge 9.7). Malzemelerin sertliği aşınma sürecini önemli ölçüde etkilemektedir [267]. ÖDABDD'nin bu çalışmasında, aşınma davranışı, östemperleme süresine bağlı olarak mikroyapısal ve sertlikteki değişime bağlı olmuştur. Ösferritik matrisli sünek ve gri dökme demirler için de benzer sonuçlar gözlenmiştir[184,186,203,205].

Dökülmüş koşullardaki ve östemperlenmiş numunelerdeki sertlik ve ortalama aşındırıcı ağırlık kaybı değişimleri birbirleriyle kıyaslandığında, östemperlenmiş numunelerin aşındırıcı ağırlık kaybının daha iyi olmasının bir diğer nedeni ise, östemperlenmiş yapıların aşınma testi sırasında gerilim kaynaklı dönüşüm ve pekleşme özelliklerinin iyi olmasından kaynaklanabilir. Aşınma testi sırasında yüksek bölgesel gerilme veya plastik deformasyon nedeniyle östenit martensite dönüşebilmektedir (Transformation induced plasticity-TRIP) [175–186,188,189,196,203–208]. Aşınma testi sırasında uygulanan gerilim arttıkça martensit hacim oranı artmaktadır [184]. Ayrıca yüksek aşınma direncine ösferritik yapının pekleşmeside katkıda bulunabilmektedir [180,189,205]. Sonuç olarak ösferritik yapılarda gerilim kaynaklı östenitin martensite dönüşümü ve pekleşme her ikiside sertlikte artış sağlayarak aşınma direnci dolayısı ile aşındırıcı aşınma kaybını azaltabilir [180,189].

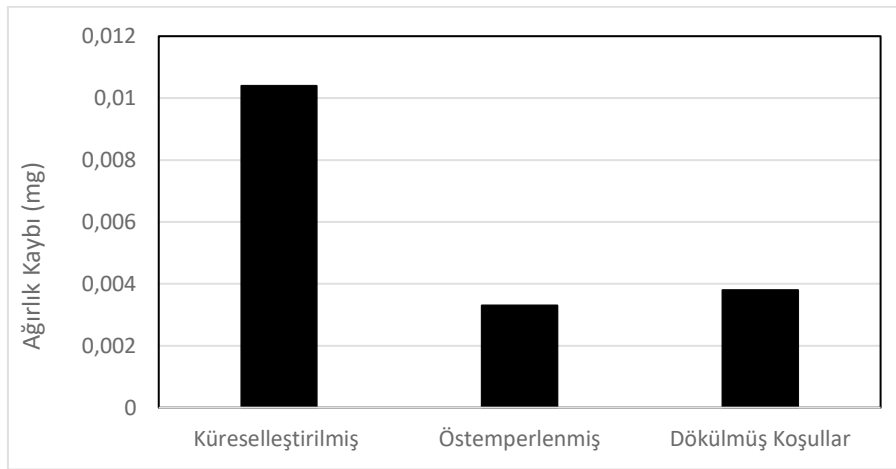
### **9.3.8. Dökülmüş, küreselleştirilmiş ve östemperlenmiş numunelerin aşındırıcı aşınma ağırlık kayıp değerlerinin karşılaştırılması**

Eşit koşullarda aşındırıcı aşınma testleri uygulanmış tüm numunelerin (küreselleştirilmiş, dökülmüş koşullar, ve östemperlenmiş) aşındırıcı aşınma kayıp değerlerinin

karşılaştırılması Şekil 9.17’de verilmiştir. Tüm numunelerin büyükten küçüğe aşındırıcı aşınma kayıp değerleri şu şekilde sıralanabilir:

Küreselleştirilmiş >Dökülmüş koşullar > Östemperlenmiş.

Küreselleştirilmiş, dökülmüş koşullar ve östemperlenmiş numunelerinin aşındırıcı aşınma kayıp değerlerinin üzerindeki mikroyapı-özellik ilişkileri yukarıda alt başlıklar altında değerlendirildiği için burada tekrar analiz yapılmaya gerek duyulmamıştır.



Şekil 8.17. Eşit koşullarda aşındırıcı aşınma testleri uygulanmış tüm numunelerin (Küreselleştirilmiş, dökülmüş koşullar ve östemperlenmiş) numunelerin aşındırıcı aşınma kayıp değerleri.

## 10. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu çalışmada, yeni geliştirilen östemperlenmiş ve küreselleştirilmiş düşük alaşımlı beyaz dökme demirde (DABDD), mikroyapı, darbe tokluğu ve aşınma özellikleri arasındaki ilişkiler araştırılmıştır. Araştırma sonuçları aşağıdaki gibidir:

Yeni geliştirilen östemperlenmiş DABDD’de mikro yapı ile darbe tokluğu ve aşınma özellikleri arasındaki ilişkiler:

- 1- Darbe tokluğu değerleri, DABDD'deki östemperleme ısı işlem uygulaması sonrası ortaya çıkan mikroyapısal değişikliklere bağlı olarak değiştiği belirlenmiştir. Östemperleme sürelerine bağlı olarak süre arttıkça yapıda martensit ve karbür hacim oranlarında azalma gözlenilirken, ösferrit hacim oranındaki artış, darbe tokluk değerini artırmış, aşınma ağırlık kaybında azalma meydana getirmiştir.
- 2- Ösferritik matrisli DABDD’in darbe tokluğu, perlitik matrisli dökülmüş koşullardaki DABDD’e göre iki kat artış göstermiştir. Aynı zamanda ösferritik matrisli DABDD, perlitik matrisli DABDD’e göre aşınma dayanımı üzerinde biraz daha düşük aşındırıcı ağırlık kaybı sergilemiştir.
- 3- Aşındırıcı ağırlık kaybı ve darbe tokluğu değerlerinin en iyi kombinasyonu, 60 dakika östemperlenmiş ~%69 ösferrit, ~%31 ötektik karbür ve ~%0,3 martensit hacim oranlarına sahip numune için elde edilmiştir.
- 4- İyi bir darbe ve aşınma özellikleri kombinasyonuna sahip yeni geliştirilen DABDD, halihazırda kullandığı endüstriyel uygulamalar için aday görünmektedir.

Yeni geliştirilen DABDD’de küreselleşme davranışı, mikroyapı ile darbe tokluğu ve aşınma özellikleri arasındaki ilişkiler:

- 1- A<sub>1</sub> sıcaklıklarının üzerindeki küreselleştirme ısı işlemi sırasında, genişliği östenitleme sıcaklığına ve süresine bağlı olarak değişen bir küreselleştirme penceresi açıldığı belirlenmiştir.
- 2- Bu küreselleşme pencereleri, küreselleşme süreci ilerledikçe A<sub>1</sub> sıcaklığının hemen üzerinde açılmıştır ve artan östenitleme sıcaklığı ile daralmıştır.

- 3- İşlem pencereleri dönüşüm modunu belirlemektedir. Ayrışmış ötektoid dönüşümün, işlem penceresi kapanana kadar gerçekleştiği ve ardından perlitik dönüşümün başladığı belirlenmiştir.
- 4-  $A_1$  sıcaklığının üzerindeki yüksek sıcaklıklarda, küreselleştirme aralığı süresi (yaklaşık 0.5 ila 3 saat),  $A_1$  sıcaklığının altındaki geleneksel küreselleştirme süresinden (6-12 saat) önemli ölçüde daha kısa olmaktadır.
- 5- Küreselleştirme ısı işlem süreçlerinin tasarımında, enerji ve zaman verimliliği açısından işlem penceresinin belirlenmesi faydalı görünmektedir.
- 6- Geleneksel küreselleştirme sıcaklıkları olan  $A_1$  sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda küreselleşme için küreselleşme pencereleri yaklaşık altı saat sonra açılmış ve artan zamanla kapanmamıştır.
- 7- Sünek bir ferritik matris içinde dağılmış küresel bir sementit yapıya sahip DABDD'in darbe tokluğu, ötektik karbür ve perlit matrisli aynı alaşımın döküm koşullarına kıyasla önemli ölçüde iyileştirilmiştir.
- 8- Darbe testi sonuçları, artan küreselleşme derecesi ile darbe tokluğunun arttığını göstermektedir.
- 9- AKT tavlama ile küreselleştirmenin 1. aşamasında kısmen küreselleştirilmiş numunelerin aşındırıcı aşınma kayıpları dökülmüş koşullardaki perlitik matrisli DABDD numunelerinin aşındırıcı aşınma kayıplarının altında kalmıştır.
- 10- AKT ile küreselleştirmenin 2. aşamasında tamamen küreselleştirilmiş numuneler, küreselleştirmenin 1 ve 3 aşamasında üretilen numunelere göre en fazla aşınma kaybı göstermiştir.
- 11- AKT ile küreselleştirmenin 3. Aşamasında kısmen küreselleştirilmiş numunelerin aşındırıcı aşınma değerleri, 1. Aşama kısmen küreselleştirilmiş numunelerin aşınma kayıpları biraz daha az olmuştur.
- 12- KAT tavlama ile küreselleştirilmiş numunelerin aşınma kayıpları aynı sürelerde AKT ve KAT tavlama ile küreselleştirilmiş aşındırıcı aşınma kayıp değerleri birbirleriyle kıyaslandığında (Çizelge 9.6) KAT tavlama ile küreselleştirilmiş numuneler daha fazla aşınma kayıp değerleri sergilemişlerdir.

#### Öneriler;

Çelik malzemelerde işlenebilirliği iyileştirmek için küreselleştirme yaygın olarak kullanılan bir yöntemdir. Literatürde DABDD'ler genellikle işlenemez malzeme olarak



tanımlanmaktadır. Mevcut çalışma sonuçları, DABDD'lere küreselleştirme ısıtılmasının başarı ile uygulanabileceğini göstermiştir. Bu malzemenin işlenebilirlik özelliklerini belirlemeye yönelik bir araştırma önerilebilir.

Mevcut çalışmada su verilmiş ve temperlenmiş yapıların darbe tokluk ve aşınma özellikleri malzeme yetersizliği nedeniyle incelenememiştir. Yapılacak olan bir başka çalışma ile martensitik matris yapının darbe tokluk ve aşınma özellikleri açıklığa kavuşturulabilir.





## KAYNAKLAR

1. Bedolla-Jacuinde, A. (2016). Niobium in cast irons, in *Progress in Metallic Alloys*. (3rd edition), Morelia: Intech Open, 102-105.
2. Doğan, Ö.N., Hawk, J.A., and Laird, G. (1997). Solidification structure and abrasion resistance of high chromium white irons. *Metallurgical and Materials Transactions A, Physical Metallurgy and Materials Science*, 28 (6),1315-1328.
3. Huggett, P., and Ben-Nissan, B. (2007). Development of a low melting point white cast iron for use in composite alloy manufacture. *Materials Forum*, 31(1),16-23.
4. Jiyang, Z. (2011). Colour metallography of cast iron - white cast iron (II). *China Foundry*, 8 (4), 337–349.
5. Ma, Q., and Wang, C. (1997). Impact-abrasion behavior of low alloy white cast irons. *Wear*, 209 (1–2),308-315.
6. Reda, R., Nofal, A.A., Ibrahim, K.M., and Hussien, A.H.A. (2012). Microstructure - Wear performance relationship of hypoeutectic 15% Cr-2% Mo white iron. *International Journal of Materials Research*, 103 (7),838-846.
7. Zou, D.N., and Fu, H.G. (2005). Influence of Ce, K, and Na on spheroidization of eutectic carbides in low-tungsten white cast iron. *International Journal of Materials Research*, 96 (11), 1328-1331.
8. Bedolla-Jacuinde, A., Aguilar, S.L., and Hernández, B. (2005). Eutectic modification in a low-chromium white cast iron by a mixture of titanium, rare earths, and bismuth: I. Effect on microstructure. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 14 (2), 149–157.
9. Bedolla-Jacuinde, A., Aguilar, S.L., and Maldonado, C. (2005). Eutectic modification in a low-chromium white cast iron by a mixture of titanium, rare earths, and bismuth: Part II. Effect on the wear behavior. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 14 (3), 301–306.
10. Banadkouki, S.S.G., and Mehranfar, S. (2012). Wear behavior of a modified low alloy as cast hardening white iron. *ISIJ International*, 52 (11), 2096-2099.
11. Mehranfar, S., Banadkouki, S.S.G., Kallantar, M., and Yazdi, M.M. (2012). Improved color metallography for a low alloy hardened white cast iron. *ISIJ International*, 52 (9), 1649-1654.
12. Chang, L., Liu, L., and Liu, J. (2007). Properties of cross-rolled low alloy white cast iron grinding ball. *Journal of iron and steel research, International*, 14 (5), 47-51.
13. Ali, Y., Garcia-Mendoza, C.D., and Gates, J.D. (2019). Effects of ‘impact’ and abrasive particle size on the performance of white cast irons relative to low-alloy steels in laboratory ball mills. *Wear*, 426–427(1), 83-100.

14. Wang, J., Guo, W., Sun, H., Li, H., Gou, H., and Zhang, J. (2016). Plastic deformation behaviors and hardening mechanism of M7C3 carbide. *Material Science Engineering A*, 662(1), 88-94.
15. Hong, L., Burdett, C.F., and Youming, W. (1993). Superplastic behaviour of fine-grained white cast irons. *Journal of Materials Science*, 28 (21), 5901-5908.
16. Hong, L., Youming, W., and Burdett, C.F. (2012). Hot deformation behaviour and ledeburite refinement mechanism for hypoeutectoid low alloy white cast irons. *Materials Science and Technology*, 7 (7), 660–664.
17. Wadsworth, J. (1979). The Development of Ultrafine Super Plastic Structure in White Cast Irons. *International Journal of Materials in Engineering Applications*, 7 (1), 143–146.
18. Qian, M., Baicheng, L., and Zhaochang, W. (1995). Breakup of eutectic carbide network of white cast irons at high temperatures. *Journal of materials science*, 30 (13), 3383-3386.
19. Kumar, V. (2003). Formation and morphology of M7C3 in low Cr white iron alloyed with Mn and Cu. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 12 (1), 14-18.
20. Pero-Sanz, J.A., Plaza, D., Verdeja, J.I., and Asensio, J. (1999). Metallographic characterization of hypoeutectic martensitic white cast irons: Fe-C-Cr system. *Materials Characterization*, 43 (99),33-39.
21. Qian, M., Harada, S., Yanxiang, L., and Dongjun, M. (1996). On the fabrication of steel-wire-reinforced white cast irons. *Materials Science and Engineering A*, 206 (1),104-109.
22. Erdogan, M., Davut, K., and Kilicli, V. (2021). Development and properties of austempered low alloyed white cast iron. *Materials Testing*, 63 (11), 977-983.
23. Smith, W.F. (1993). *Structure and properties of engineering alloys*.(3rd edition). Singapore: McGraw- Hill Book Co, 219-239.
24. Davis J. R (1996). *Classification and basic metallurgy of cast irons*. New York :ASM Specialty, 399-469.
25. Walton, C.F. (Ed). (1971). *Gray and ductile iron castings handbook, Ductile Iron Founder's Society*. Ohio: Cleveland ,201-203
26. Elliott, R. (1988). *Cast iron technology*. (3th Edition). London: Butterworths-Heinemann, 402.
27. ASM (1988). *Metals handbook*. (9th Edition). New York: The Materials Information Company, 563-589.
28. George, G.R. (2000). *Abrasion-resistant cast iron handbook*. (7th Edition). New York: American Foundry Society, 513-514.

29. Hinckley, B., Dolman, K.F., Wuhrer, R., Yeung, W., and Ray, A. (2007). Sem investigation of heat treated high-chromium cast irons. *Materials Forum*, 32(1), 55-57.
30. Carpenter, S.D. Carpenter, D. and Pearce J.T.H. (2004). XRD and electron microscope study of an As-Cast 26.6%Cr white cast iron microstructure. *Materials Cemistry and Physic*, 85 (1), 32–40.
31. Filipovic, M., Kamberovic, Z., Korac, M., and Gavrilovski, M. (2013). Microstructure and mechanical properties of Fe-Cr-C-Nb white cast irons. *Materials Desing*, 7(1), 4148.
32. James, M.N., and Wenfong, L. (1999). Fatigue crack growth in austempered ductile and grey cast irons - Stress ratio effects in air and mine water. *Materials Science and Engineering: A*, 265 (1–2), 129-139 .
33. Sarkar, T., and Sutradhar, G. (2019). Microstructure and mechanical properties of copper alloyed austempered grey cast iron. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 58(1), 46-55.
34. Akinribide, O.J., Akinwamide, S.O., Obadele, B.A., Ogundare, O.D., Ayeleru, O.O., and Olubambi, P.A. (2021). Tribological behaviour of ductile and austempered grey cast iron under dry environment. *Materials Today: Proceedings*, 38(1), 1174-1182 .
35. Keough, J.R., and Hayrynen, K.L. (2000). Automotive applications of austempered ductile iron (ADI): A critical review. *SAE transactions*, 109(5), 344-354
36. Nofal, A.A., and Jekova, L. (2009). Novel processing techniques and applications of austempered ductile iron (review). *Journal of the University of Chemical Technology and Metallurgy*, 44(3), 213-228.
37. Olawale, J. O. and Oluwasegun, K.M. (2016). Austempered ductile iron (ADI): a review. *Material Performance Character*, 5 (1), 289-311.
38. Dodd, J. (1978). High strength, high ductility, ductile irons. *Modern Casting.*, 68 (5), 60-66.
39. Gundlach, B. (1985). Austempered ductile iron combines strength with toughness and ductility. *Metal Progressing*, 128 (2), 19-26.
40. Harding, R.A., and Gilbert, G.N.J. (1986). Why the properties of austempered ductile irons should interest engineers. *Foundryman*, 79 (10), 489-496.
41. Schmidt, I., and Schuchert, A. (1987). Unlubricated sliding wear of austempered ductile iron. *International Journal of Materials Research*, 78(12), 871-875.
42. Johansson, M. (1977). Austenitic- bainitic ductile iron. *AFS Transaction*, 85(1), 117-122.
43. Olawale, J. O. and Oluwasegun, K.M. (2016). Austempered ductile iron (ADI): a review. *Material Performance Characterization*, 5 (1), 289-311.

44. Bartosiewicz, L., Krause, A.R., Alberts, F.A., Singh, I., and Putatunda, S.K. (1993). Influence of microstructure on high-cycle fatigue behavior of austempered ductile cast iron. *Material Characterization*, 30 (4), 221-234.
45. Shanmugam, P., Prasad Rao, P., Rajendra Udupa, K., and Venkataraman, N. (1994). Effect of microstructure on the fatigue strength of an austempered ductile iron. *Journal Materials Science*, 29 (18), 4933-4940.
46. Bartosiewicz, B.V. Kovacs, A. R. Krause, S. K. Putatunda. (1992). Fatigue Crack growth behaviour of austempered ductile cast iron. *AFS Transaction.*, 92 (38), 135-142.
47. 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.
48. Kovacs, B. V. (1990). Austempered ductile iron. Fact and fiction. *Modern Casting*, 80 (3), 38-41 .
49. Bendikiene R., C.A. (2011). Influence of Austempering Temperatures on the Microstructure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Cast Iron. *Metals (Basel)*, 11 (967), 1-15.
50. Janowak, F.F., and Gundlach, R.B. (1983). Development of a ductile iron for commercial austempering. *Trans. Am. Foundrymen's Society*, 91(11), 377-388.
51. 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.
52. Labrecque, C., and Gagné, M. (1998). Ductile Iron: Fifty years of continuous development. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 37(5), 343-378 .
53. Tanaka, Y., and Kage, H. (1992). Development and application of austempered spheroidal graphite cast iron. *Materials Transaction JIM*, 33(6), 543-557.
54. Liu, P.C., and Loper Jr, C.R. (1981). Electron microprobe study of the intercellular compounds in heavy section ductile iron. *Transactions of the American Fisheries Society*, 89(1), 131-140.
55. Gagne, M. (1987). Effect of manganese and silicon on the quality of heavy section ADI castings.(retroactive coverage). *Transaction American Foundrymen's Society*, 95(1), 523-532.
56. Hayrynen, K.L., Moore, D.J., and Rundman, K.B. (1988). Heavy Section Ductile Iron: Production and Microsegregation. *AFS Transactions*, 96(1), 1-10.
57. Putatunda, S.K., and 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.
58. Sohi, M.H., Ahmadabadi, M.N., Vahdat, A.B., and Amirsadeghi, A. (2010)

- Evaluation of the role of alloying elements in austemperability of heavy section ductile iron. *Advanced Materials Research*, (83 - 86), 481-487.
59. Keough, J.R., Hayrynen K.L. and Pioszak G.L.(2010). Designing with Austempered Ductile Iron. *Transactions of the American Foundry Society*, 118 (2), 503-517.
  60. Moore, D. J., T. N. Rouns, and K.B.R. (1987). The relationship between microstructure and tensile properties in austempered ductile irons. *Transactions of the American Foundry Society*, 95(1), 765-774.
  61. Nili Ahmadabadi, M. (1997). Bainitic transformation in austempered ductile iron with reference to untransformed austenite volume phenomenon. *Metallurgical and Materials Transactions A, Physical Metallurgy and Materials Science*, 28(10), 2159-2162.
  62. Bosnjak, B., Radulovic, B., Pop-Tonev, K., and Asanovic, V. (2000). Microstructural and mechanical characteristics of low alloyed Ni-Mo-Cu austempered ductile iron. *ISIJ International*, 40(12),1246-1252.
  63. Kovacs, B.V. (1994). On the terminology and structure of ADI. *Transactions*, 102(2), 417-420.
  64. Darwish, N., and Elliott, R. (1993). Austempering of low manganese ductile irons. . " *Materials Science and Technology*, 9(7), 572-585.
  65. Bayati, H., and Elliott, R. (1997). Stepped austempering heat treatment of a 0-67%Mn-Mo-Cu ductile iron. *Materials Science and Technology*, 11(10), 1007-1014.
  66. Hamid Ali, A.S., and Elliott, R. (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. Yazdani, S., and 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.
  68. Yazdani, S., and 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.
  69. Yazdani, S., and 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.
  70. Yazdani, S., and 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.
  71. Lin, B.Y., Chen, E.T., and Lei, T.S. (1998). The Effect of Segregation on the

- Austemper Transformation and Toughness of Ductile Irons. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 7(3), 407-419.
72. Darwish, N., and Elliott, R. (1993). Austempering of low manganese ductile irons Part 3 variation of mechanical properties with heat treatment conditions. *Materials Science and Technology*, 9(10), 882-889.
  73. Ali, A.S.H., Uzlov, K.I., Darwish, N., and Elliott, R. (1994). Austempering of low manganese ductile irons Part 4 Relationship between mechanical properties and microstructure. *Materials Science and Technology*, 10(1), 35-40.
  74. 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.
  75. 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.
  76. Bayati, H., Elliott, R., and Lorimer, G.W. (1995). Stepped heat treatment for austempering of high manganese alloyed ductile iron. *Materials Science and Technology*, 11(10), 1007-1014.
  77. Bayati, H., and Elliott, R. (1995). Austempering process in high manganese alloyed ductile cast iron. *Materials Science and Technology*, 11(2), 118-129.
  78. Bayati, H., and Elliott, R. (1995). Relationship between structure and mechanical properties in high manganese alloyed ductile iron. *Materials Science and Technology*, 11(3), 284-293.
  79. Nazarboli, A., and Elliott, R. (1997). Influence of heat treatment parameters on stepped austempering of 0.37%Mn-Mo-Cu ductile iron. *Materials Science and Technology*, 13 (3), 223-232.
  80. Pickering, F.B. (editor). (1992). Constitution and properties of steels. *Materials Science and Technology*, 692-737.
  81. Karsay, S.I. (1979). Ductile iron production and practices. *A.F.S. Transactions*, 120 (78), 133-141.
  82. Kovacs, B.V., Keough, J.R. (1988). ADI an engineering materials. *Proceedings of the Conference on Advances in High Integrity Castings*, 80(3), 91-98.
  83. Hayrynen, K.L., Brandenburg, K.R., Keough, J.R. (1984). Application of austempered cast irons. *Transactions of the American Fisheries Society*, 92 (1), 1-10.
  84. Kovacs, B. V. (1987). Development of austempered ductile iron (ADI) for automobile crankshafts. *Journal of Heat Treating*, 5(1), 55-60.
  85. Csonka, J., Woods, J., and Muratore, E. (2002). Ductile iron melting trends: Reducing costs, improving quality. *Modern Casting*, 92(5), 27-29.



86. Wilkinson, G., & Grupke, C. (1986). *Austempered ductile iron: your means to improve performance*. Design Consideration and Product Applications of Cast. In 2<sup>nd</sup> International Conference, Switzerland, 349-357.
87. Panasiewicz, J., Grupke, C. and Huth, J. (1991). *Austempered ductile iron*. World Conference, Bloomington, IL, 176-194.
88. Okazaki, K., Asai, H., Tokuyoshi, M., Kusoroki, H. and Shakahara, H. (1991). *Proc. 2nd world conf. on austempered ductile iron*. American Foundryman Society, Des Plaines, IL, 288-99.
89. Basso, A., and Sikora, J. (2012). Review on production processes and mechanical properties of dual phase austempered ductile iron. *Metallcasting*, 6(1), 7-14.
90. Huang, Z., Xing, J., and Guo, C. (2010). Improving fracture toughness and hardness of Fe2B in high boron white cast iron by chromium addition. *Materials and Design*, 31(6), 3084-3089.
91. Chang, L.M., and Liu, J.H. (2006). Effect of hot deformation on formation and growth of thermal fatigue crack in chromium wear resistant cast iron. *Journal of Iron and Steel Research International*, 13(1), 36-39.
92. Hou, Q. yu, Huang, Z. yi, and Wang, J. tao (2009). Application of rietveld refinement to investigate the high chromium white cast iron austempered at different temperatures. *Journal of Iron and Steel Research, International*, 16(4), 33-38.
93. Izumi, F., and Ikeda, T. (2000). A Rietveld-analysis program RIETAN-98 and its applications to zeolites. *Materials Science Forum*, (321-324), 198-205
94. Krauss, G. (1990). *Steels: processing, structure, and performance spheroidizing*, Colorado: Evergreen, 256-259.
95. Tian, Y.L., and Kraft, R.W. (1987). Mechanisms of pearlite spheroidization. *Metallurgical Transactions A*, 18(8), 1403-1414.
96. Atasoy, Ö. E. and Özbilen, S. (1989). Pearlite spheroidization. *Journal of Materials Science*, 24 (1), 281-287.
97. Zhang, M.X., and Kelly, P.M. (2009). The morphology and formation mechanism of pearlite in steels. *Materials Characterization*, 60(6), 545-554.
98. Su, Y., Morooka, S., Ohnuma, M., Suzuki, J., and Tomota, Y. (2015). Quantitative analysis of cementite spheroidization in pearlite by small-angle neutron scattering. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 46(4), 1731-1740.
99. Amos, P.G.K., Bhattacharya, A., Nestler, B., and Ankit, K. (2018). Mechanisms of pearlite spheroidization: Insights from 3D phase-field simulations. *Acta Materialia*, 161(1), 400-411.
100. Hawbolt, E.B., Chau, B., and Brimacombe, J.K. (1985). Kinetics of austenite-ferrite

- and austenite-pearlite transformations in a 1025 carbon steel. *Metallurgical Transactions A*, 16(4), 565-578.
101. Tian, Y.L., and Kraft, R.W. (1987). Kinetics of pearlite spheroidizations. *Metallurgical Transactions A*, 18(8), 1359-1369.
  102. Kamyabi-Gol, A., and Sheikh-Amiri, M. (2010). Spheroidizing kinetics and optimization of heat treatment parameters in CK60 steel using taguchi robust design. *Journal of Iron and Steel Research International*, 17(4), 45-52.
  103. Li, H. Juan, Wang, B. Q., Song, X. Y., Guo, S. Zhen, and Gu, N. J. (2006). New spheroidizing technique of ultra-high carbon steel with aluminum addition. *Journal of Iron and Steel Research International*, 13(3), 9-13.
  104. Wang, B., Song, X., and Peng, H. (2007). Design of a spheroidization processing for ultrahigh carbon steels containing Al. *Materials & Design*, 28(2), 562-568.
  105. Bhadeshia, H.K.D.H. (2012). Steels for bearings. *Progress in Materials Science*, 57(2), 268-435.
  106. Lee, Y.W., Son, Y. Il, and Lee, S.J. (2013). Microstructure and mechanical properties of spheroidized D6AC steel. *Materials Science and Engineering: A*, 585(1), 94-99.
  107. Zhang, G.H., Chae, J.Y., Kim, K.H., and Suh, D.W. (2013). Effects of Mn, Si and Cr addition on the dissolution and coarsening of pearlitic cementite during intercritical austenitization in Fe-1mass%C alloy. *Materials Characterization*, 81(2) 56-67.
  108. Mandal, D., Ghosh, M., Pal, J., Ghosh Chowdhury, S., Das, G., Das, S.K., and Ghosh, S. (2014). Evolution of microstructure and mechanical properties under different austempering holding time of cast Fe-1.5Si-1.5Mn-V steels. *Materials & Design*, 54, 831-837.
  109. Song, W., Choi, P.P., Inden, G., Prahl, U., Raabe, D., and Bleck, W. (2014). On the spheroidized carbide dissolution and elemental partitioning in high carbon bearing steel 100Cr6. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 45(2), 595-606.
  110. Mueller, J.J., Hu, X., Sun, X., Ren, Y., Choi, K., Barker, E., Speer, J.G., Matlock, D.K., and De Moor, E. (2021). Austenite formation and cementite dissolution during intercritical annealing of a medium-manganese steel from a martensitic condition. *Materials & Design*, 203, 109-598.
  111. Nakano, T., Kawatani, H., and Kinoshita, S. (1977). Effects of chromium, molybdenum and vanadium on spheroidization of carbides in 0.8% carbon steel. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, 17(2), 110-115.
  112. Wadsworth, J., and Sherby, O.D. (1978). Influence of chromium on superplasticity in ultra-high carbon steels. *Journal of Materials Science*, 13(12), 2645-2649.
  113. Beswick, J.M. (1987). The effect of chromium in high carbon bearing steels. *Metallurgical Transactions A*, 18(11), 1897-1906.

114. Syn, C.K., Lesuer, D.R., and Sherby, O.D. (1994). Influence of microstructure on tensile properties of spheroidized ultrahigh-carbon (1.8 Pct C steel. *Metallurgical and materials Transactions A*, 25(7), 1481-1493.
115. Yi, H.L., Hou, Z.Y., Xu, Y.B., Wu, D., and Wang, G.D. (2012). Acceleration of spheroidization in eutectoid steels by the addition of aluminum. *Scripta Materialia*, 67(7-8), 645-648.
116. Taleff, E.M., Syn, C.K., Lesuer, D.R., and Sherby, O.D. (1996). Pearlite in ultrahigh carbon steels: heat treatments and mechanical properties. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 27(1), 111-118.
117. Verhoeven, J.D., and Gibson, E.D. (1998). The divorced eutectoid transformation in steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 29(4), 1181-1189.
118. Verhoeven, J.D. (2000). The role of the divorced eutectoid transformation in the spheroidization of 52100 steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 31(10), 2431-2438.
119. Zhao, L., Vermolen, F.J., Wauthier, A., and Sietsma, J. (2006). Cementite dissolution at 860 °C in an Fe-Cr-C steel. *Materials Transactions A*, 37.6, 1841-1850.
120. Luzginova, N. V., Zhao, L., and Sietsma, J. (2008). The cementite spheroidization process in high-carbon steels with different chromium contents. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 39(3), 513-521.
121. Liu, Y., He, T., Peng, G., and Lian, F. (2011). Pearlitic transformations in an ultrafine-grained hypereutectoid steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 42(8), 2144-2152.
122. Li, Z.X., Li, C.S., Zhang, J., Qiao, B., and Li, Z.Z. (2015). Effects of annealing on carbides size and distribution and cold formability of 1.0C-1.5Cr bearing steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 42(8), 2144-2152.
123. Han, D.X., Du, L.X., Zhang, B., and Misra, R.D.K. (2019). Effect of deformation on deformation-induced carbides and spheroidization in bearing steel. *Journal of Materials Science*, 54(3), 2612-2627.
124. Vidhyasagar, M., and Balachandran, G. (2021). Spheroidization of 100Cr6 bearing steel by warm forging. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 74(3), 767-774.
125. Han, K., Mottishaw, T.D., Smith, G.D.W., Edmonds, D. V., and Stacey, A.G. (1995). Effects of vanadium additions on microstructure and hardness of hypereutectoid pearlitic steels. *Materials Science and Engineering: A*, 190(1-2), 207-214.
126. Peng, H., Song, X., Gao, A., and Ma, X. (2005). Microstructure and mechanical properties of the Al-added ultrahigh carbon steel. *Materials Letters*, 59(26), 3330-3332.
127. Moukassi, M., and Debyser, B. (1990). Automatic measurement of pearlitic interlamellar spacing with computer image processing. *ISIJ International*, 30(7), 546-551.

128. Umemoto, M., Liu, Z.G., Masuyama, K., and Tsuchiya, K. (2001). Influence of alloy additions on production and properties of bulk cementite. *Scripta Materialia*, 45(4), 391-397.
129. Choi, Y.S., Park, I.M., Kim, J.H., Cho, K.M., and Lee, D.L. (2005). Effect of Si on the thermo-mechanical deformation and spheroidization of medium carbon steels. *Metals and Materials International*, 11(4), 327-332.
130. Kim, K.H., Lee, J.S., and Lee, D.L. (2010). Effect of silicon on the spheroidization of cementite in hypereutectoid high carbon chromium bearing steels. *Metals and Materials International*, 16(6), 871-876.
131. Kim, K.H., and Lee, J.S. (2012). On microstructure and properties of Si modified 100Cr6 bearing steels. *Materials Science and Technology*, 28(1), 50-54.
132. Pandit, A.S., and Bhadeshia, H.K.D.H. (2012). Divorced pearlite in steels. *Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 468(2145), 2767-2778.
133. Dolzhenkov, I.E., and Lotsmanova, I.N. (1975). Effect of preliminary quenching on spheroidization of carbides. *Metal Science and Heat Treatment*, 17(3), 211-214.
134. Arai, T., Baker, G., Bates, C. and Becherer, B. (1991). *ASM handbook*. New York :ASM International, 310-333.
135. Hwang, H., and De Cooman, B.C. (2016). Influence of the initial microstructure on the spheroidization of sae 52100 bearing steel. *Steel research international*, 87(1), 112-125.
136. Cabanas-Moreimo, J.G., and Morales, R.D. (1992). The spheroidization of cementite in a medium carbon steel by means of subcritical and intercritical annealing. *ISIJ International*, 32 (12), 1297-1305.
137. Zhang, S.L., Sun, X.J., and Dong, H. (2006). Effect of deformation on the evolution of spheroidization for the ultra high carbon steel. *Materials Science and Engineering: A*, 432(1-2), 324-332.
138. Carsí, M., Fernández-Vicente, A., Sherby, O.D., Peñalba, F., and Ruano, O.A. (2007). Thermomechanical treatments of ultrahigh carbon steels and optimal microstructures to improve toughness. *Materials science forum*, 539-543, 4826-4831.
139. Basavaraj, Sondar, P.R., and Hegde, S.R. (2021). Effect of spheroidization of cementite in ductile cast iron. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 28(3), 404-411.
140. Martin, J.W., Doherty, R.D., and Cantor, B. (1997). *Stability of microstructure in metallic systems*. Cambridge: Cambridge University Press, 212-216.
141. Lean, M.M. (1978). *Metal science*. Berlin: Springer, 100-150.
142. Rayleigh, F.R.S.L. (1978). On the Instability of Jets. *London Mathematical Society*, 10(1), 122-132.

143. Mullins., E.A.N. and W.W. (1965). Mechanisms pearlite spheroidization. *Transaction AIME*, 233 (19), 48-1840.
144. Cline, H.E. (1971). Mechanisms pearlite spheroidization. *Acta Metallurgica*, 19 , 90–481.
145. Yong L. T. and Kraft R. W. (1987). Mechanisms pearlite spheroidization. *Metallurgica Transactions A*, 18, 1403-1404.
146. Sekerka, R. E., Marinis T.F. (1981). Solid-Solid Phase Transformations. *Proc. Int. Conf.*, pp., 67–84.
147. Maity, J., Saha, A., Mondal, D.K., and Biswas, K. (2013). Mechanism of accelerated spheroidization of steel during cyclic heat treatment around the upper critical temperature. *Philosophical Magazine Letters*, 93(4), 231-237.
148. Alza, V.A. (2021). Spheroidizing in steels: processes, mechanisms, kinetic and microstructure-a review. *IOSR Journal of Mechanical and Civil Engineering*, (IOSR-JMCE), 18 (3), 63-81.
149. Krauss, G. (1990). *Steels: heat treatment and processing principles*. New York: ASM International, 322-323.
150. Lü, Z.Q., Zhang, H.F., Meng, Q., Wang, Z.H., and Fu, W.T. (2016). Effect of cyclic annealing on microstructure and mechanical properties of medium carbon steel. *Journal of Iron and Steel Research, International*, 23(2), 145-150.
151. İnternet: International Organization for Standardization. (1993). *Tool-life testing with single-point turning tools*. Web: <https://www.iso.org/standard/9151.html>, Son Erişim Tarihi: 12/08/2023.
152. Astakhov, V.P., and Davim, J.P. (2008). Tools (geometry and material) and tool wear, in *Machining: fundamentals and recent advances*. Bozeman: Springer, 1-31.
153. İnternet: Jawahir I.S. (2004). *Designing for machining: machinability and machining performance considerations in metrological design HB*, USA. Web: [https://iaeme.com/MasterAdmin/Journal\\_uploads/IJMET/VOLUME\\_3\\_ISSUE\\_2/IJMET\\_03\\_02\\_050.pdf](https://iaeme.com/MasterAdmin/Journal_uploads/IJMET/VOLUME_3_ISSUE_2/IJMET_03_02_050.pdf), Son Erişim Tarihi: 12/08/2023.
154. Chattopadhyay, S., and Sellars, C.M. (1982). Kinetics of pearlite spheroidisation during static annealing and during hot deformation. *Acta Metallurgica*, 30(1), 157-170.
155. Search, U., and Activities, R. (1999). Standard terminology relating to wear and erosion. *Annual Book of Standards, ASTM*, 3(2) ,243-250.
156. Gahr, K.Z. (1987). *Microstructure and wear of material*. Berlin: Tribology Series, 10.
157. Kato K., A.K. (2011). *Wear mechanism, modern tribology handbook*, Florida: CRC Press, 14.

158. Donald R., P. P. and Fulay, W.J.W. (2010). *Askeland, the science and engineering of materials*, Stamford: Cengage Learning Inc, 312-333.
159. Sirek, F. (2015). *Deneysel aşınma modeli verileri için uygun parametre seçimi*. Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 4-21.
160. İnternet: ASTM (2000). *ASTM G99-95a, Standart test method for wear testing with pin-on-disk apparatus*. Web: <https://www.astm.org/g0099-95ar00e01.html>, Son Erişim Tarihi: 19/09/2023.
161. İnternet: Murray C. (2013). *ASTM G99 Tips Perspective Continious Wear Contact*, Web: <https://nanovea.com/astm-g99-tips-perspective-continuous-wear-contact/>, Son Erişim Tarihi: 17/11/2023.
162. Bilici, M.K. (2004). *Alaşımız dökme demirlerin aşınma özelliği*. Yüksek Lisans Tezi, Marmara Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 43.
163. Phakatkar, H. G. and Ghorpade, R.R. (2009). *Tribology*, Nirali Prakashan: Shivaji Nagar ,243-247.
164. Wen, S. and Huang, P. (2012). *Principles of tribology*, Singapore: John Wiley&Sons, 22-29.
165. Soemantri, S., McGee, A.C., and Finnie, I. (1985). Some aspects of abrasive wear at elevated temperatures. *Wear*, 104 (1), 77-91.
166. Şişman, L. (1999). *Bir aşınma deney cihazının tasarım ve imalatı*. Yüksek Lisans Tezi, Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya, 69.
167. İnternet: SAE (1978) *SAE Information Report Handbook Supplement , "Abrasive Wear"*, Web: [http://fdjpkc.fudan.edu.cn/\\_upload/article/files/1f/12/b8b8c0704926994e368a107893d4/ab452849-53dd-461c-ad71-e0be2a004c7a.pdf](http://fdjpkc.fudan.edu.cn/_upload/article/files/1f/12/b8b8c0704926994e368a107893d4/ab452849-53dd-461c-ad71-e0be2a004c7a.pdf), Son Erişim Tarihi: 22/08/2023.
168. Yavuz S. ve Lütfullah U. (2003). Triboloji: Sürtünme, aşınma, yağlama bilimi ve teknolojisi. *Teknol. Arastırma ve Gelistirme Merk. Teknol. Yayınlar Serisi*. (1.Baskı), Sakarya: Tagem Kopisan Kitapları, 50-51.
169. Moore, M.A. (1974). A review of two-body abrasive wear. *Wear*, 27 (1), 1-17 .
170. Moore, M.A. (1974). The relationship between the abrasive wear resistance, hardness and microstructure of ferritic materials. *Wear*, 28 (1) 59-68, .
171. Moore, M.A. (1983). The effect of particle shape on abrasive wear, wear of metarials. *Wear Metarials*, 11 (2), 1-17.
172. Yılmaz, F. (1997). *Sürtünme ve aşınma*. 9. Uluslararası Met. ve Malzeme Kongresi, İstanbul, 229-247.
173. Sellamuthu, P., Samuel, D.G.H., 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 (Basel)*, 8(53), 1-12.
174. Sahin, Y., and Durak, O. (2007). Abrasive wear behaviour of austempered ductile iron. *Materials & Design*, 28 (6), 1844–1850.
  175. Ahmadabadi, M. and Nategh, D.P. (1991). Wear behavior of austempered ductile iron. *Cast Metals*, 4 (4), 94–188.
  176. Krzynska, A. and Chmielewski, S.A. (2015). Comparison of austempered ductile iron and manganese steel wearability. *Arch Found Engineering*, 15(1), 51–54.
  177. Abedi, H.R., Fareghi, A., Saghaian, H., and Kheirandish, S.H. (2010). Sliding wear behavior of a ferritic-pearlitic ductile cast iron with different nodule count. *Wear*, 268 (3-4), 622-628.
  178. Wang, B., Barber, G., Sun, X., Shaw, M., and Seaton, P. (2017). Characteristics of the transformation of retained austenite in tempered austempered ductile iron. *Journal Materials Engineering Performance*, 26 (5), 2095-2101.
  179. Vélez, J.M., Tanaka, D.K., Sinatora, A., and Tschiptschin, A.P. (2001). Evaluation of abrasive wear of ductile cast iron in a single pass pendulum device. *Wear*, 251(1-12), 1315–1319.
  180. Haseeb, A.S.M.A., Islam, M.A., and Ali Bepari, M.M. (2000). Tribological behaviour of quenched and tempered, and austempered ductile iron at the same hardness level. *Wear*, 244 (1–2), 15-19.
  181. Lerner, Y.S., and Kingsbury, G.R. (1997). Wear resistance properties of austempered ductile iron. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 7(1), 48-52.
  182. Keough, J.R., and Hayrynen, K.L. (2005). Wear properties of austempered ductile irons. *Technical Paper*, 01-1690.
  183. Laird G. Gundlach R. Klaus R. (2000). *Abrasion – resistant cast iron handbook*, Des Plaines, IL: American Foundry Society, 343-345.
  184. Vadiraj, A., Balachandran, G., Kamaraj, M., Gopalakrishna, B., and Prabhakara Rao, K. (2010). Studies on mechanical and wear properties of alloyed hypereutectic gray cast irons in the as-cast pearlitic and austempered conditions. *Materials & Design*, 31(2), 951-955.
  185. Batra, U., Batra, N., and Sharma, J.D. (2013). Wear performance of Cu-alloyed austempered ductile iron. *Journal of Materials Engineering Performance*, 22(4), 1136–1142.
  186. Balachandran, G., Vadiraj, A., Kamaraj, M., and Kazuya, E. (2011). Mechanical and wear behavior of alloyed gray cast iron in the quenched and tempered and austempered conditions. *Materials & Design*, 32(7), 4042-4049.
  187. Woodward, R.G., Toumpis, A., and Galloway, A. (2022). The influence of cementite spheroidizing duration on the microstructure and sliding wear response of grey cast

iron against AISI 4330. *Wear*, 488–489, 204155.

188. Cardoso, P.H.S., Israel, C.L., and Strohaecker, T.R. (2014). Abrasive wear in Austempered Ductile Irons: A comparison with white cast irons. *Wear*, 313(1–2), 29–33.
189. Chiniforush, E.A., Rahimi, M.A., and Yazdani, S. (2016). Dry sliding wear of Ni alloyed austempered ductile iron. *China Foundry*, 13(5), 361–367.
190. Daber, S., Ravishankar, K.S., and Prasad Rao, P. (2008). Influence of austenitising temperature on the formation of strain induced martensite in austempered ductile iron. *Journal of Materials Science*, 43(14), 4929–4937.
191. Wen, F., Zhao, J., Zheng, D., He, K., Ye, W., Qu, S., and Shangguan, J. (2019). The role of Bainite in wear and friction behavior of austempered ductile iron. *Materials (Basel)*, 12 (5), 767.
192. Balos, S., Rajnovic, D., Dramicanin, M., Labus, D., Eric-Cekic, O., Grbovic-Novakovic, J., and Sidjanin, L. (2016). Abrasive wear behaviour of ADI material with various retained austenite content. *International Journal of Cast Metals Research*, 29(4), 187–193.
193. Zhang, J., Zhang, N., Zhang, M., Zeng, D., Song, Q., and Lu, L. (2014). Rolling-sliding wear of austempered ductile iron with different strength grades. *Wear*, 318 (1–2), 62–67.
194. Zimba, J., Samandi, M., Yu, D., Chandra, T., Navara, E., and Simbi, D.J. (2004). Un-lubricated sliding wear performance of unalloyed austempered ductile iron under high contact stresses. *Material & Desing*, 25(5), 431–438.
195. Wang, B., Barber, G.C., Qiu, F., Zou, Q., and Yang, H. (2020). A review: Phase transformation and wear mechanisms of single-step and dual-step austempered ductile irons. *Journal of Materials Research and Technology*, 9(1), 1054–1069.
196. Wang, B., Barber, G.C., Tao, C., Sun, X., and Ran, X. (2018). Characteristics of tempering response of austempered ductile iron. *Journal of Materials Research Technology*, 7(2), 198–202 .
197. Han, C.F., Wang, Q.Q., Sun, Y.F., and Li, J. (2015). Effects of molybdenum on the wear resistance and corrosion resistance of carbide austempered ductile iron. *Metallography Microstructure & Analysis*, 4(4), 298–304.
198. Lee S, Kim H, Kim J, Chun B, Kim C, Choi, C. (1999). Effect of alloy elements on the wear resistance of austempered ductile iron. *Journal of Korea Foundry Society*, 19(1), 24–32.
199. Turenne, S., Lavallée, F., and Masounave, J. (1989). Matrix microstructure effect on the abrasion wear resistance of high-chromium white cast iron. *Journal of Materials Science*, 24(8), 3021–3028.



200. Coronado, J.J., and Sinatora, A. (2009). Abrasive wear study of white cast iron with different solidification rates. *Wear*, 267 (11), 2116-2121.
201. Scandian, C., Boher, C., de Mello, J.D.B., and Rézai-Aria, F. (2009). Effect of molybdenum and chromium contents in sliding wear of high-chromium white cast iron: The relationship between microstructure and wear. *Wear*, 267 (1-4), 401-408.
202. Filipovic, M., Kamberovic, Z., Korac, M., and Gavrilovski, M. (2013). Correlation of microstructure with the wear resistance and fracture toughness of white cast iron alloys. *Metals and Materials International*, 19(3), 473-481.
203. Sahin, Y., Erdogan, M., and Kilicli, V. (2007). Wear behavior of austempered ductile irons with dual matrix structures. *Materials Science Engineering A*, 444 (1-2), 31-8.
204. Sharma S, G.R. (2013). Effect of austempering temperature and time on the wear characteristics of austempered ductile iron (ADI). *International Journal of Engineering Research and General Science*, 3(1), 90-986.
205. Sahin, Y., Kilicli, V., Ozer, M., and Erdogan, M. (2010). Comparison of abrasive wear behavior of ductile iron with different dual matrix structures. *Wear*, 268 (1-2), 153-165.
206. Kumari, U.R., and Rao, P.P. (2009). Study of wear behaviour of austempered ductile iron. *Journal of Materials Science*, 44, 1082-1093.
207. Zhou, W.-S., Zhou, Q.-D., and Meng, S.K. (1993). Abrasion resistance of austempered ductile iron. *Cast Metals*, 6 (2), 69-75.
208. Ghaderi, A.R., Nili Ahmadabadi, M., and Ghasemi, H.M. (2003). Effect of graphite morphologies on the tribological behavior of austempered cast iron. *Wear*, 255 (1-6), 410-416.
209. Camkerten, R. ve Erdogan, M. (2023). Farklı matrisli dökme demirlerde aşınma özelliklerinin gözden geçirilmesi. *Uluslararası Mühendislik Araştırma ve Geliştirme Dergisi*, 15(1), 297-311.
210. Farah, A.F., Crnkovic, O.R., and Canale, L.C.F. (2001). Heat treatment in high Cr white cast iron Nb alloy. *Journal of materials engineering and performance*, 10(1), 42-45.
211. Zhi, X., Xing, J., Gao, Y., Fu, H., Peng, J., and Xiao, B. (2008). Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of a Ti-bearing hypereutectic high chromium white cast iron. *Materials Science and Engineering: A*, 487(1-2), 171-179.
212. Chen, X., and Li, Y. (2010). Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of high boron white cast iron. *Materials Science and Engineering: A*, 528(2), 770-775.

213. Chen, X., Li, Y., and Zhang, H. (2011). Microstructure and mechanical properties of high boron white cast iron with about 4 wt% chromium. *Journal of Materials Science*, 46(4), 957-963.
214. Lv, Y., Sun, Y., Zhao, J., Yu, G., Shen, J., and Hu, S. (2012). Effect of tungsten on microstructure and properties of high chromium cast iron. *Materials & Design*, 39, 303-308.
215. Ibrahim, K.M., and Ibrahim, M.M. (2014). Heat treatment in high chromium white cast iron ti alloy. *Journal of Metallurgy*, 2014, 9.
216. Zhou, S., Shen, Y., Zhang, H., and Chen, D. (2015). Heat treatment effect on microstructure, hardness and wear resistance of Cr26 white cast iron. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*, 28(1), 140-147.
217. Jena, P.S.M., Rai, R.K., and Sahu, J.K. (2018). Improvement of toughness of high chromium white cast iron: duplex ferritic-austenitic matrix. *Materials Science and Technology*, 34(3), 299-304.
218. Huang, Z.F., Xing, J.D., Gao, Y.M., and Cheng, X.L. (2011). Microstructure and properties of hypereutectic high chromium white cast iron prepared under pressure. *Ironmaking & Steelmaking*, 38(5), 359-362.
219. Zhi, X., Xing, J., Fu, H., and Gao, Y. (2008). Effect of fluctuation and modification on microstructure and impact toughness of 20 wt.% Cr hypereutectic white cast iron. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 39(6), 391-393.
220. Mourad, M.M., El-Hadad, S., and Ibrahim, M.M. (2015). Effects of molybdenum addition on the microstructure and mechanical properties of ni-hard white cast iron. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 68(5), 715-722.
221. Zhang, M.X., Kelly, P.M., and Gates, J.D. (2001). The effect of heat treatment on the toughness, hardness and microstructure of low carbon white cast irons. *Journal of Materials Science*, 36(16), 3865-3875.
222. Zeytin, H.K., Yildirim, H., Berme, B., Duduoğlu, S., Kazdal, G., and Deniz, A. (2011). Effect of boron and heat treatment on mechanical properties of white cast iron for mining application. *Journal of Iron and Steel Research International*, 18(11), 31-39.
223. Jia, X., Huang, Y., Zuo, X., Liu, Y., Chen, N., and Rong, Y. (2019). High hardness-toughness and wear resistance of white cast iron treated by a multicycle quenching-partitioning-tempering process. *Heat Treatment and Surface Engineering*, 1(1-2), 57-62.
224. Roberts, C.S. (1953). Effect of carbon on the volume fractions and lattice parameters of retained austenite and martensite. *JOM*, 5(2), 203-204.
225. Method, S.T. (2011). ASTM G99- 05 (Reapproved 2016) - standard test method for wear testing with a pin-on-disk apparatus. *Wear*, 05, 12-28.

226. Brown, E.L., and Krauss, G. (1986). Retained carbide distribution in intercritically austenized 52100 steel. *Metallurgical Transactions A*, 17, 31-36.
227. Szczepanik, S., Mitchell, S.C., Abosbaia, A.A.S., and Wronski, A.S. (2010). Warm forging of spheroidised ultrahigh carbon steel. *Powder Metallurgy Progress*, 10(1), 59-65.
228. Nikiel, P., Szczepanik, S., and Korpała, G. (2021). Accelerated spheroidization of cementite in sintered ultrahigh carbon steel by warm deformation. *Metals (Basel)*, 11(2), 328.
229. Lesuer, D.R., Syn, C.K., Whittenberger, J.D., and Sherby, O.D. (1999). Microstructure-property relations in as-extruded ultrahighcarbon steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 30(6), 1559-1568.
230. Yang, H.B., Zhu, F.X., Liu, X.H., and Wang, K.S. (2011) Effect of divorced eutectoid transformation temperature on behaviour of cementite growth in GCr15 steel. *Advanced Materials Research*, 194–196.
231. Han, D.X., Du, L.X., Yao, C.X., and Misra, R.D.K. (2019). The evolution of deformation-induced carbides during divorced eutectoid transformation in GCr15 Steels. *Journal of Materials Science*, 54(3), 2612-2627.
232. Biswas, P., and Maity, J. (2020). An investigation on divorced eutectoid growth of cementite in eutectoid steel. *A Archives of Metallurgy and Materials*, 65(3), 1171-1176.
233. Nutal, N., Gommès, C.J., Blacher, S., Pouteau, P., Pirard, J.P., Boschini, F., Traina, K., and Cloots, R. (2010). Image analysis of pearlite spheroidization based on the morphological characterization of cementite particles. *Image Analysis & Stereology*, 29(2), 91-98.
234. Hoseiny, H., Klement, U., Sotkovszki, P., and Andersson, J. (2011). Comparison of the microstructures in continuous-cooled and quench-tempered pre-hardened mould steels. *Materials & Design*, 32(1), 21-28.
235. Zhou, X., Liu, K., Liu, Z., Tu, Y., Fang, F., and Jiang, J. (2021). Origin of austenitization-dependent eutectoid transformation in high-speed steel: revisiting the role of primary carbide. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 52 (A), 4181–4190.
236. Bae, C.M., Lee, C.S., and Nam, W.J. (2002). Effect of carbon content on mechanical properties of fully pearlitic steels. *Materials Science and Technology*, 18(11), 1317-1321.
237. Furuhashi, T., Sato, E., Mizoguchi, T., Furimoto, S., and Maki, T. (2002). Grain boundary character and superplasticity of fine-grained ultra-high carbon steel. *Materials Transactions*, 43(10), 2455- 2462.
238. Zhao, X.Y., Zhao, X.M., Dong, C.Y., Yang, Y., and Han, H. Bin (2022). Effect of

prior microstructures on cementite dissolution behavior during subcritical annealing of high carbon steels. *Metals and Materials International*, 28 (6), 1-13.

239. Lv, Z.Q., Wang, B., Wang, Z.H., Sun, S.H., and Fu, W.T. (2013). Effect of cyclic heat treatments on spheroidizing behavior of cementite in high carbon steel. *Materials Science and Engineering: A*, 574, 143-148.
240. O'Brien, J.M., and Hosford, W.F. (2002). Spheroidization cycles for medium carbon steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 33(4), 1255-1261.
241. Kilicli, V., and 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.
242. Kobayashi, T., and Yamamoto, H. (1988). Development of high toughness in austempered type ductile cast iron and evaluation of its properties. *Metallurgical Transactions A*, 19(2), 319-327.
243. Hamid Ali, A.S., and Elliott, R. (1996). Austempering of an Mn-Mo-Cu alloyed ductile iron Part 1 - Austempering kinetics and processing window. *Materials Science and Technology*, 12(8), 679-690.
244. 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.
245. Putatunda, S.K. (2001) Development of austempered ductile cast iron (ADI) with simultaneous high yield strength and fracture toughness by a novel two-step austempering process. *Materials Science and Engineering A*, 315(1-2), 70-80.
246. Erdogan, M., Kilicli, V., and Demir, B. (2009). Transformation characteristics of ductile iron austempered from intercritical austenitizing temperature ranges. *Journal of Materials Science*, 44(5), 1394-1403 .
247. Prasad Rao, 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.
248. Aranzabal, J., Gutierrez, I., Rodriguez-Ibabe, J.M., and Urcola, J.J. (1997). Influence of the amount and morphology of retained austenite on the mechanical properties of an austempered ductile iron. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 28(5), 1143-1156.
249. Prasad Rao, P., and Putatunda, S.K. (1998). Dependence of Fracture Toughness of Austempered Ductile Iron on Austempering Temperature. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 29(12), 3005-3016.
250. Kilicli, V., and 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.
251. Ovali, I., Kilicli, V., and Erdogan, M. (2013). Effect of microstructure on fatigue strength of intercritically austenitized and austempered ductile irons with dual matrix structures. *ISIJ International*, 53(2), 375-381 .
  252. VanMaldegiam, M.D., and Rundman, K.B. (1986). Effect of manganese on structure and properties of austempered ductile iron: a processing window concept. *Transactions of AFS*, 94(1), 225-264.
  253. Gür, C.H., and Yildiz, I. (2004). Non-destructive investigation on the effect of precipitation hardening on impact toughness of 7020 Al-Zn-Mg alloy. *Materials Science and Engineering A*, 382(1-2), 395-400.
  254. Han, J., Li, H., Barbaro, F., Jiang, L., Zhu, Z., Xu, H., and Ma, L. (2014). Precipitation and impact toughness of Nb-V stabilised 18Cr-2Mo ferritic stainless steel during isothermal aging. *Materials Science and Engineering A*, 612, 63-70.
  255. Song, R., Ponge, D., and Raabe, D. (2005). Mechanical properties of an ultrafine grained C-Mn steel processed by warm deformation and annealing. *Acta Materialia*, 53(18), 4881-4892.
  256. Wang, T.J., Li, D.J., Ma, F.S., and Kuang, Z.B. (1995). Influence of stress triaxiality on damage and crack tip opening displacement parameters for steels. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 22(2), 151-158.
  257. Rawal, S.P., and Gurland, J. (1977). Observations on the effect of cementite particles on the fracture toughness of spheroidized carbon steels. *Metallurgical Transactions A*, 8(5), 691-698.
  258. Curry, D.A., and Knott, J.F. (1978). Effects of microstructure on cleavage fracture stress in steel. *Metal Science*, 12(11), 511-514.
  259. Schastlivtsev, V.M., Tabatchikova, T.I., Makarov, A. V., Egorova, L.Y., and Yakovleva, I.L. (2001). Wear resistance of carbon steel with a structure of thin-plate pearlite. *Metal Science and Heat Treatment*, 43(1-2), 30-33.
  260. Ozdemir, N., Sarsilmaz, F., and Orhan, N. (2008). The Effect of cementite size and morphology on the abrasive wear behavior of UHC steel. *Journal of Tribology*, 130(2), 5.
  261. Barrau, O., Boher, C., Gras, R., Rezai, F. (2007). Wear Mechanisms and Wear Rate in a High Temperature Dry Friction of AISI H11 Tool Steel: Influence of Debris Circulation. *Wear*, 263 (1-6), 160-168.
  262. Sato, Y.S., Yamanoi, H., Kokawa, H., and Furuhashi, T. (2007). Microstructural evolution of ultrahigh carbon steel during friction stir welding. *Scripta Materialia*, 57(6), 557-560.
  263. Herian, J., and Anioek, K. (2008). The structure and properties of steel with different pearlite morphology and its resistance to abrasive wear. *Archives of Materials Science and Engineering*, 31(2), 83-86.

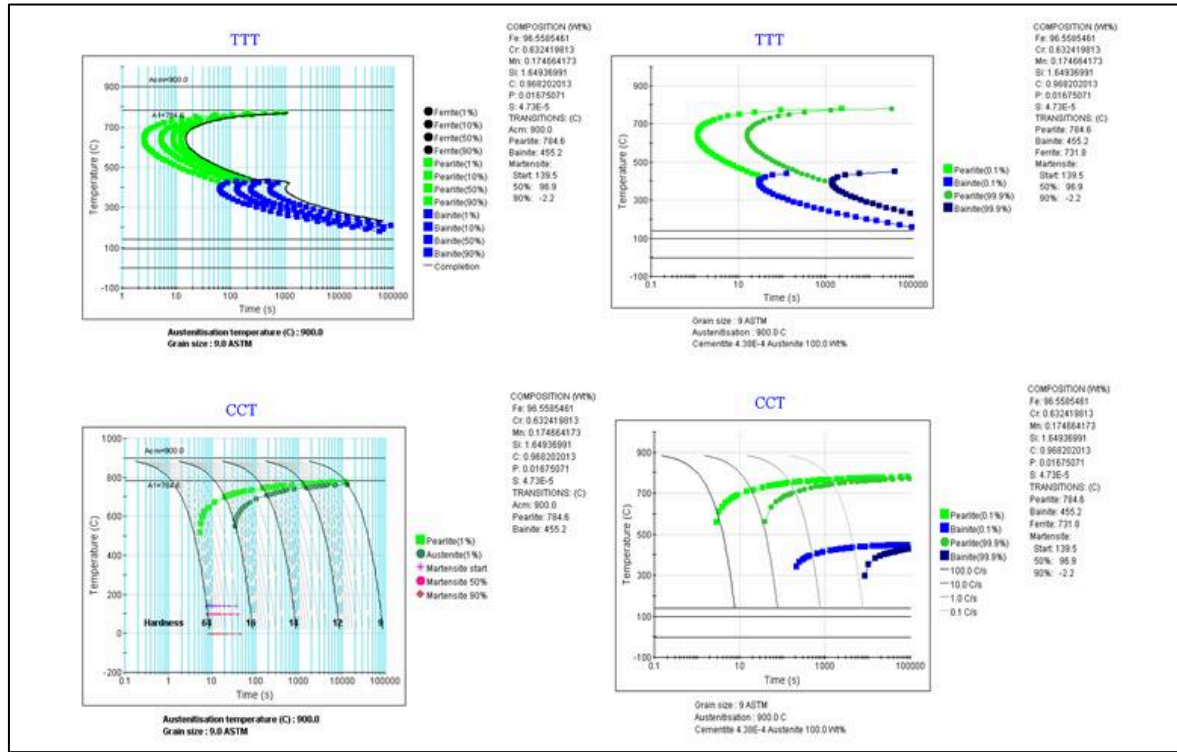
264. Zambrano, O.A., Gómez, J.A., Coronado, J.J., and Rodríguez, S.A. (2019). The sliding wear behaviour of steels with the same hardness. *Wear*, 418–419, 201–207.
265. Chaves, A.P.G., Centeno, D.M.A., Masoumi, M., and Goldenstein, H. (2020). Effect of the microstructure on the wear resistance of a pearlitic steel. *Materials Research*, 23(2), 1590-1980.
266. Wang, Y., and Tingquan, L. (1996). Wear behavior of steel 1080 with different microstructures during dry sliding. *Wear*, 194(1–2), 44-53.
267. Rabinowicz, E., and Tanner, R.I. (1966). Friction and wear of materials. *Journal of Applied Mechanics*, 33(2), 479.



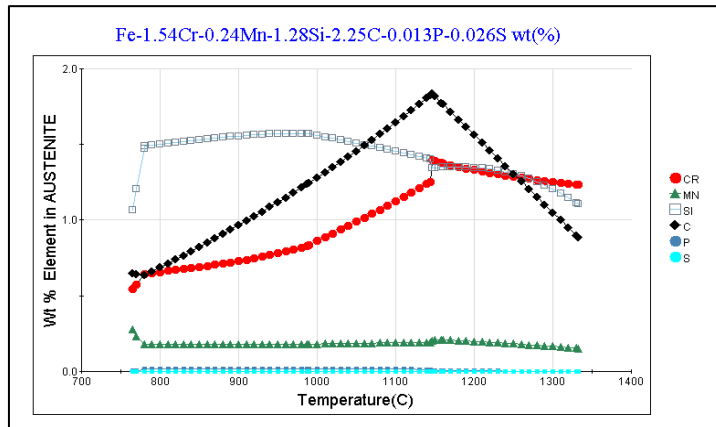


**EKLER**

# EK-1. J-mat Pro ile dökülmüş koşullarda 1D numunesi dönüşüm sıcaklıkları JMatPro® hesaplamaları



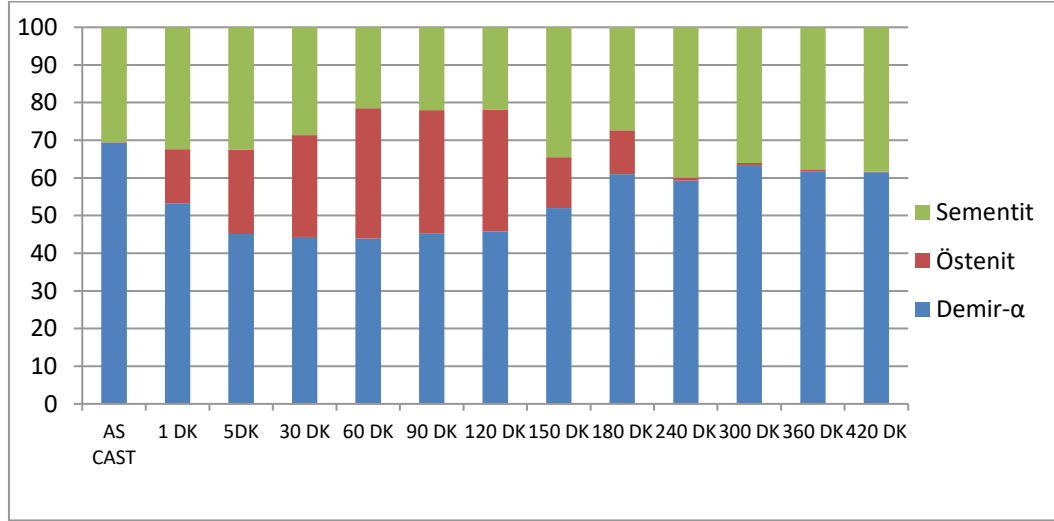
Şekil 1.1. J-mat Pro ile dökülmüş koşullarda 1D numunesi dönüşüm sıcaklıkları (CCT-TTT Diyagramları)



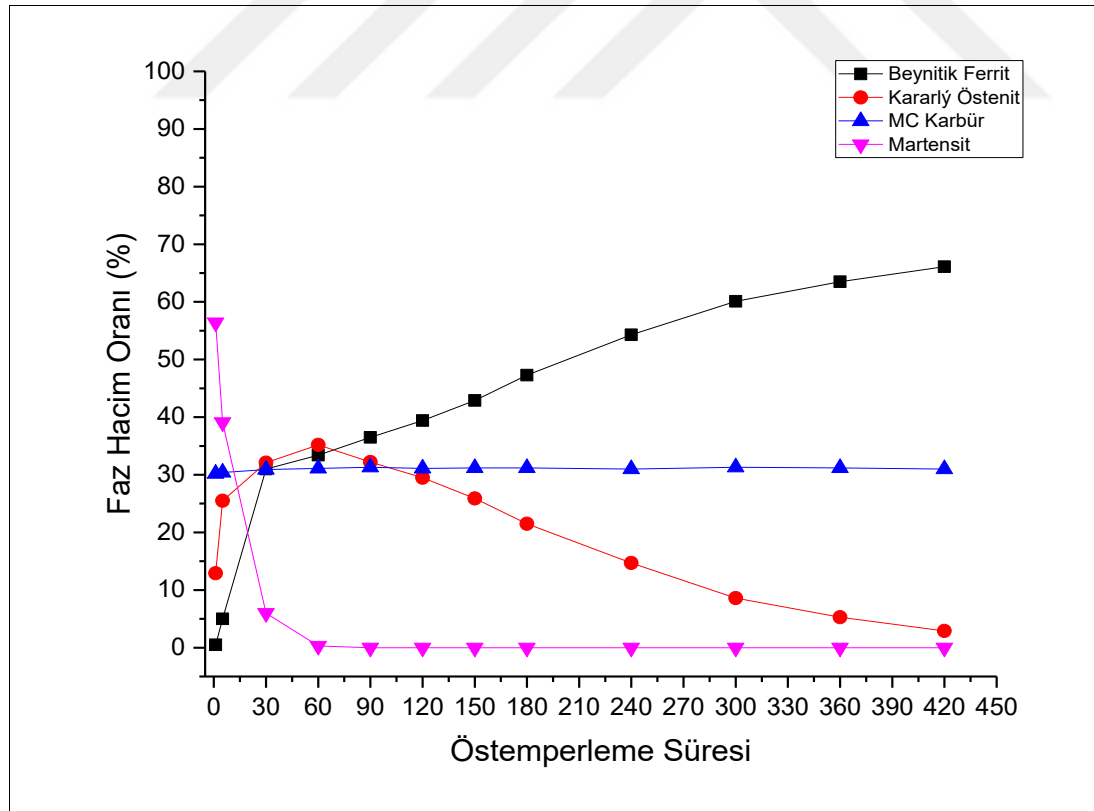
Şekil 1.2. J-mat Pro ile dökülmüş koşullarda DABDD'in sıcaklığa bağlı olarak östenitte alaşım elementlerinin miktarı – ağırlık yüzdesi



EK-2. DABDD’de östempereleme ısııl işlem sonrası XRD- Rietveld Analizi ile faz-hacim oranları

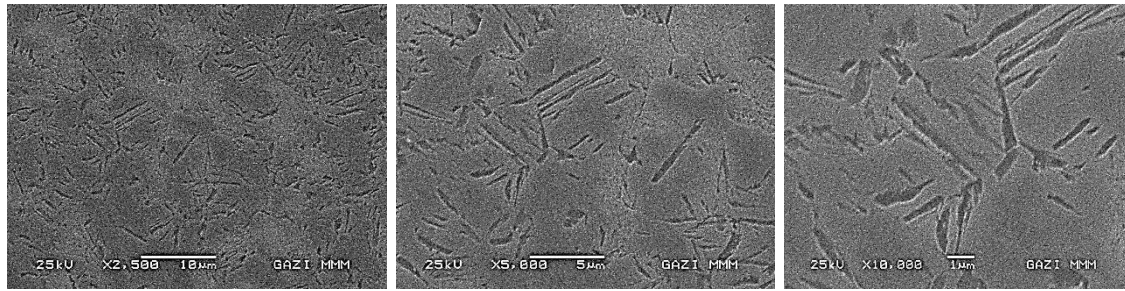


Şekil 2.1. DABDD’de östempereleme ısııl işlem sonrası XRD- Rietveld Analizi ile faz-hacim oranları (%)

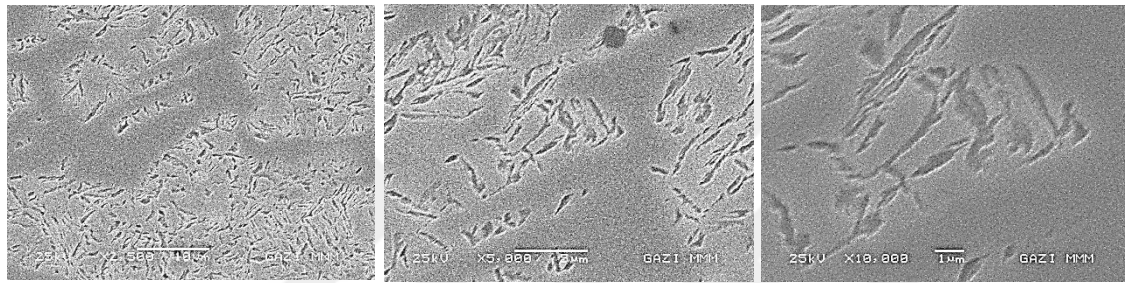


Şekil 2.2. DABDD’de östempereleme süresine bağılı olarak ısııl işlem sonrası XRD- Rietveld Analizi ile matris faz-hacim oranları

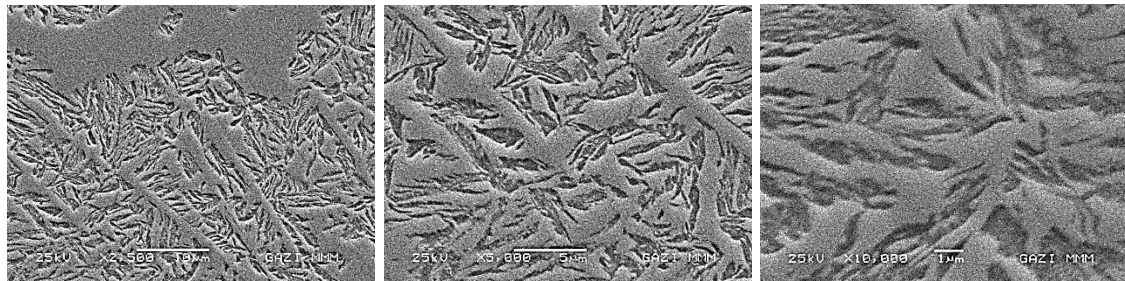
EK-3. DABDD'in farklı sürelerde östemperleme ısı işlemi sonrası SEM görüntüleri



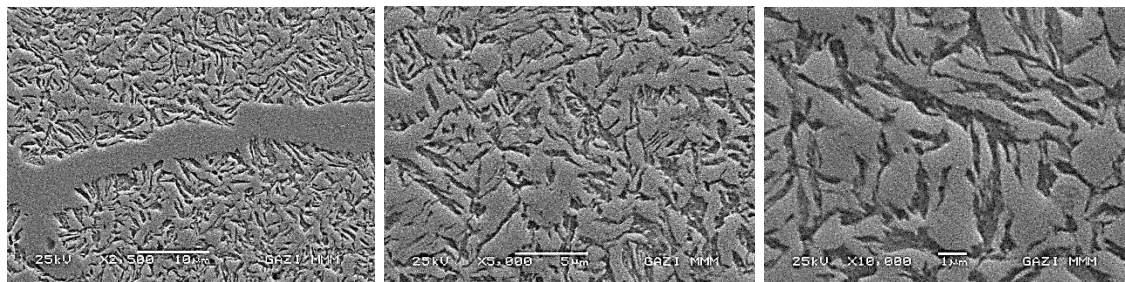
Resim 3.1. DABDD'in 1 dk süreyle östemperleme ısı işlemi sonrası SEM görüntüleri



Resim 3.2. DABDD'in 15 dk süreyle östemperleme ısı işlemi sonrası SEM görüntüleri

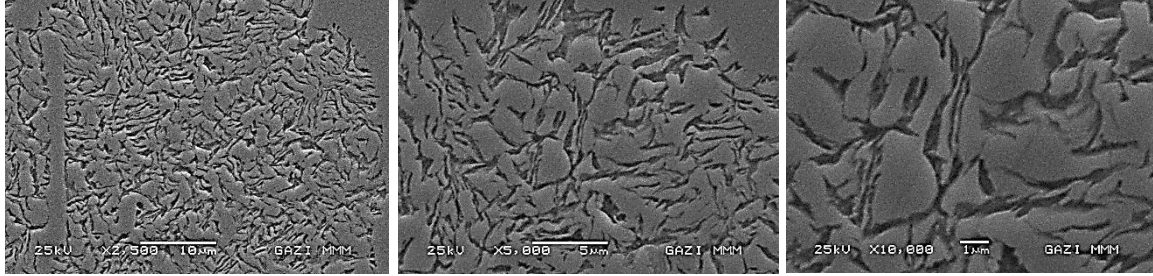


Resim 3.3. DABDD'in 30 dk süreyle östemperleme ısı işlemi sonrası SEM görüntüleri

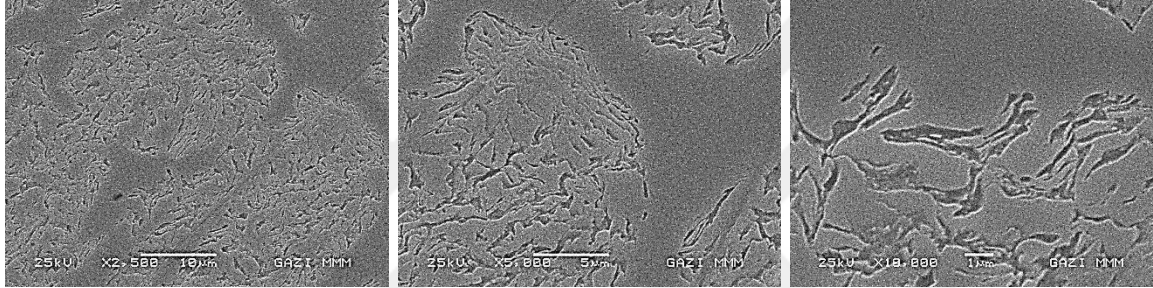


Resim 3.4. DABDD'in 60 dk süreyle östemperleme ısı işlemi sonrası SEM görüntüleri

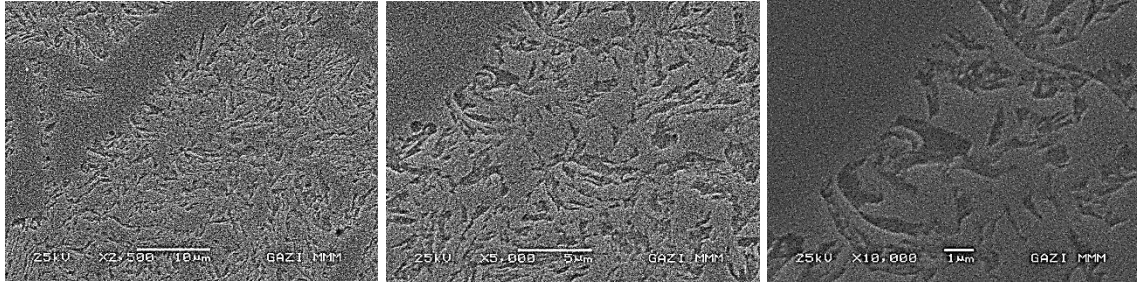
EK-3. (devam) DABDD'in farklı sürelerde östemperleme ısı işlemi sonrası SEM görüntüleri



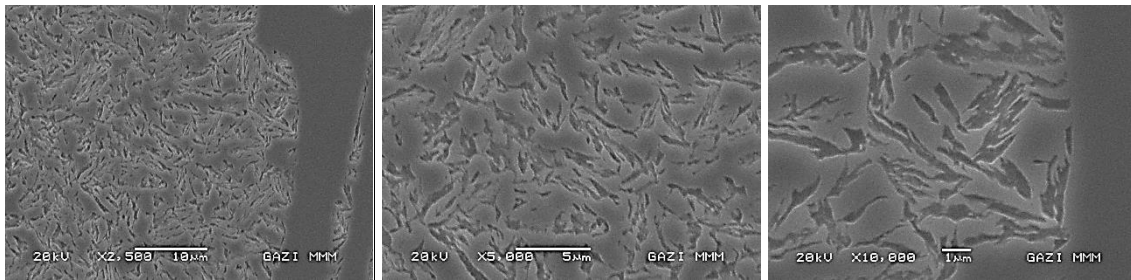
Resim 3.5. DABDD'in 90 dk süreyle östemperleme ısı işlemi sonrası SEM görüntüleri



Resim 3.6. DABDD'in 120 dk süreyle östemperleme ısı işlemi sonrası SEM görüntüleri

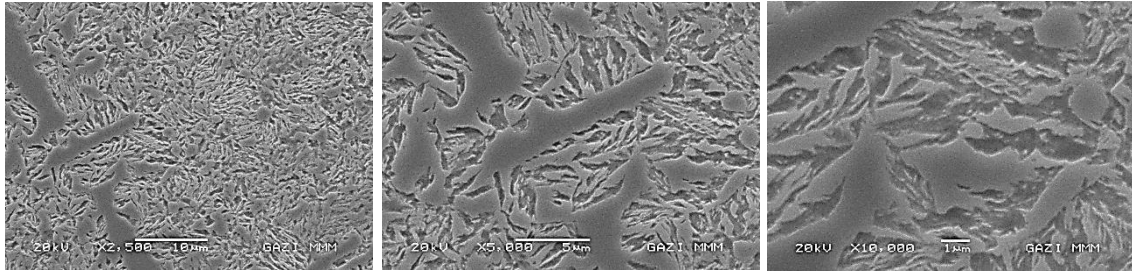


Resim 3.7. DABDD'in 150 dk süreyle östemperleme ısı işlemi sonrası SEM görüntüleri

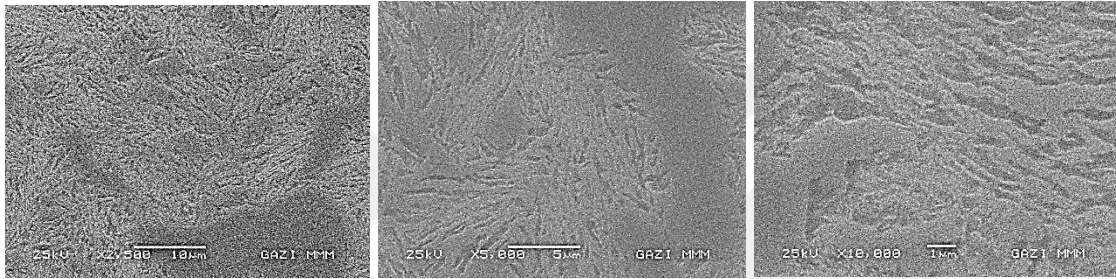


Resim 3.8. DABDD'in 180 dk süreyle östemperleme ısı işlemi sonrası SEM görüntüleri

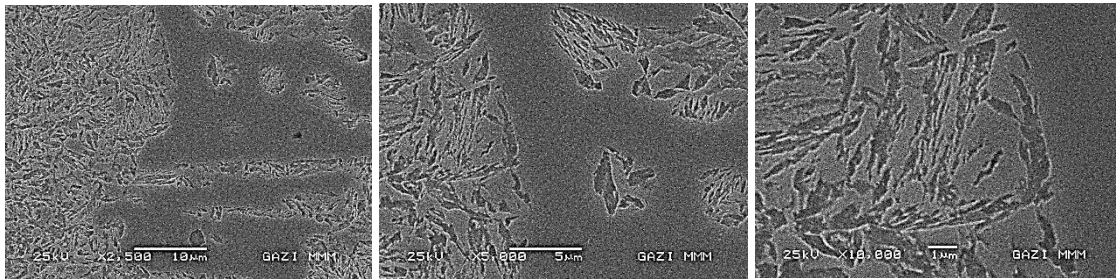
EK-3. (devam) DABDD'in farklı sürelerde östemperleme ısı işlemi sonrası SEM görüntüleri



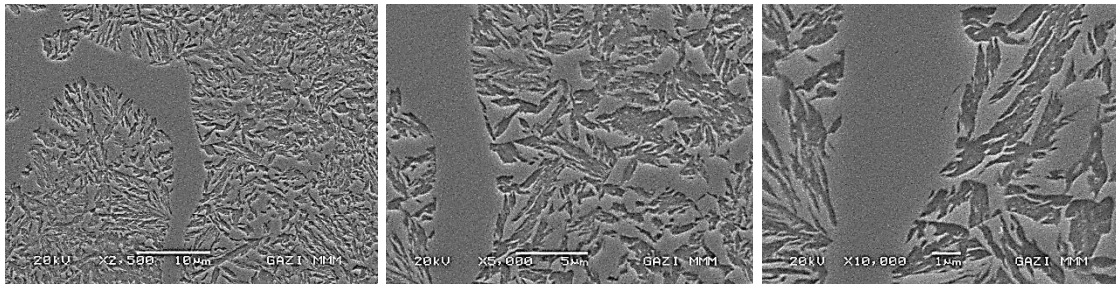
Resim 3.9. DABDD'in 240 dk süreyle östemperleme ısı işlemi sonrası SEM görüntüleri



Resim 3.10. DABDD'in 300 dk süreyle östemperleme ısı işlemi sonrası SEM görüntüleri

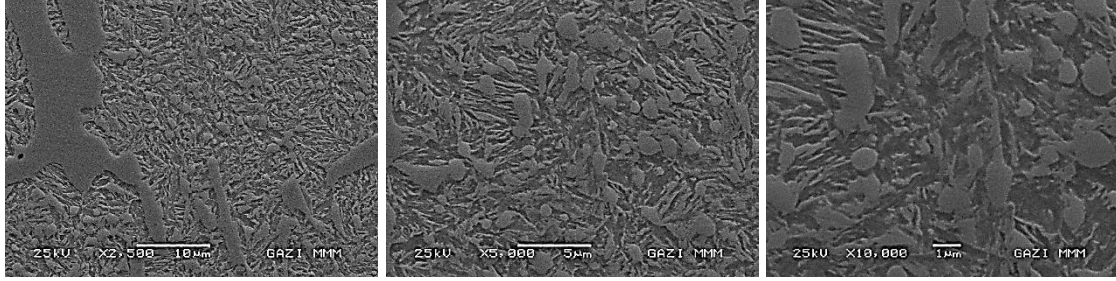


Resim 3.11. DABDD'in 330 dk süreyle östemperleme ısı işlemi sonrası SEM görüntüleri



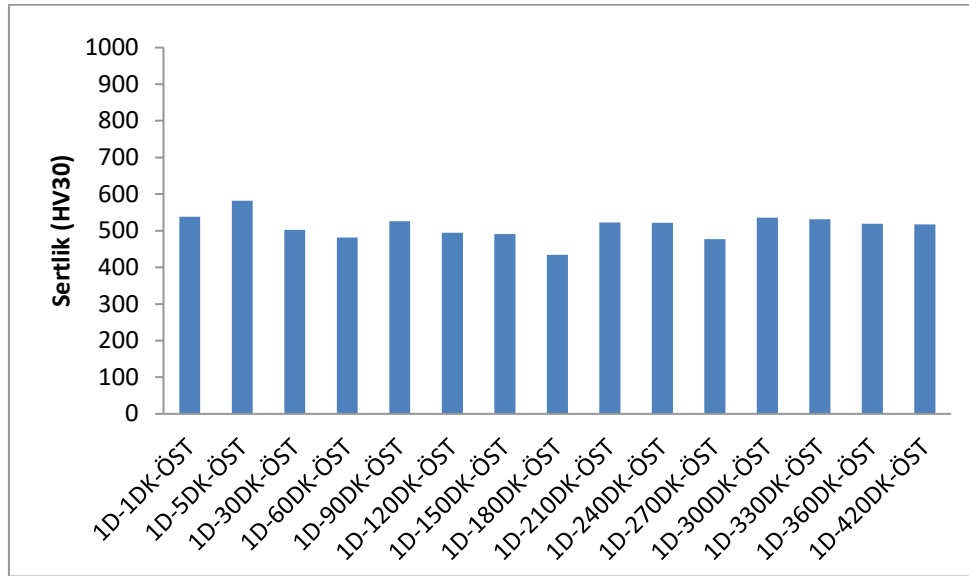
Resim 3.12. DABDD'in 360 dk süreyle östemperleme ısı işlemi sonrası SEM görüntüleri

EK-3. (devam) DABDD'in farklı sürelerde östemperleme ısıl işlemi sonrası SEM görüntüleri

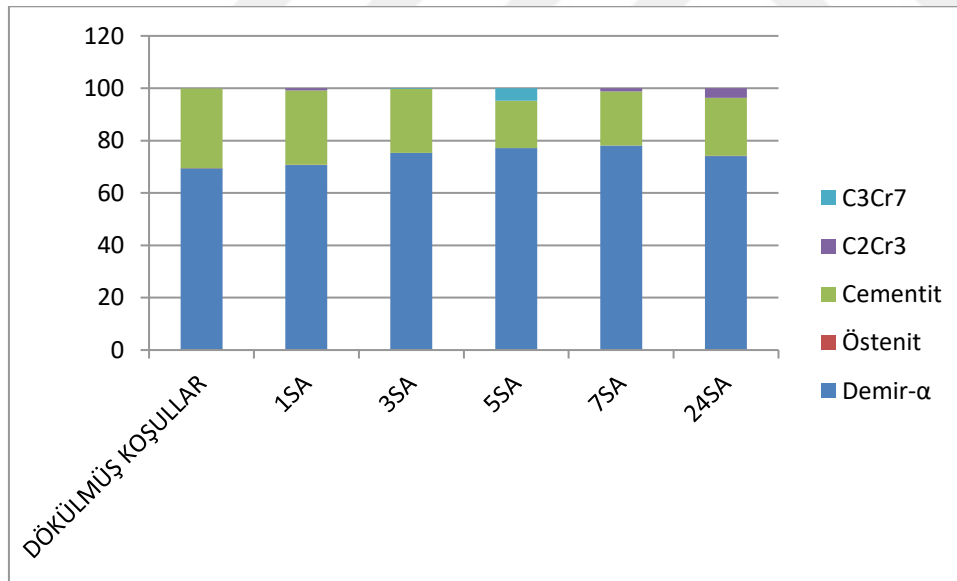


Resim 3.13. DABDD'in 420 dk süreyle östemperleme ısıl işlemi sonrası SEM görüntüler

EK-4. DABDD östempirleme süresine bağlı olarak makro sertlik değerleri



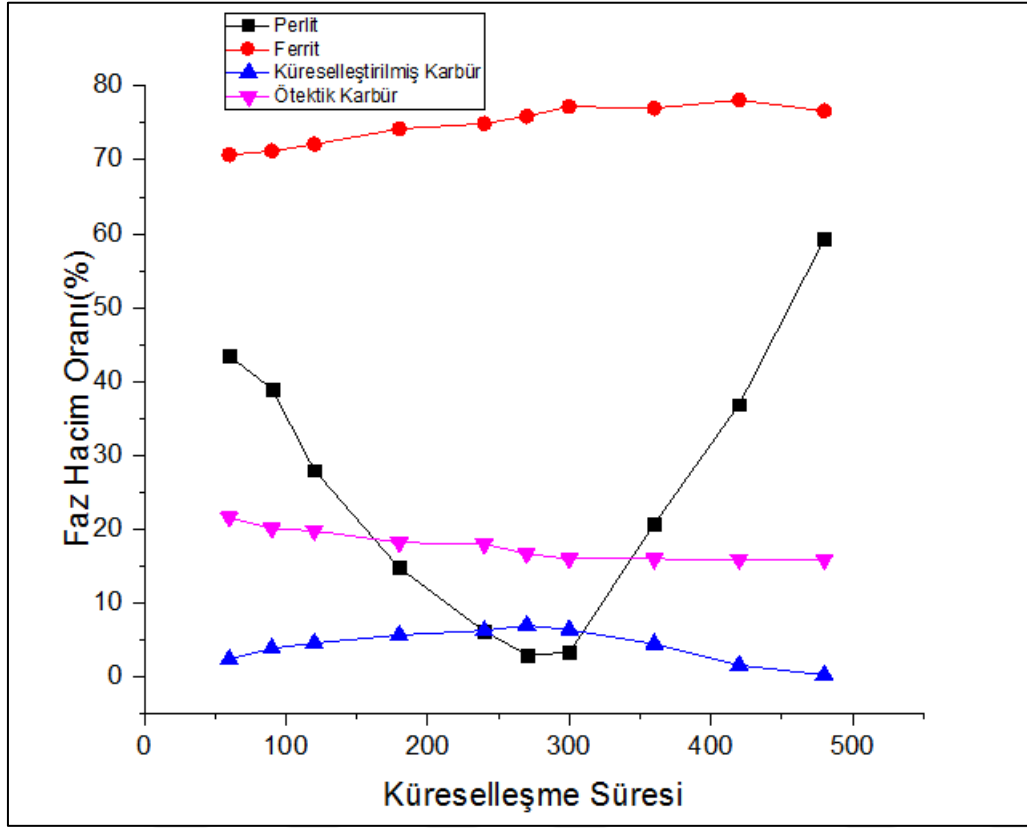
Şekil 4.1. DABDD östempirleme süresine(işlem penceresi-process-window) bağlı olarak makro sertlik değerleri



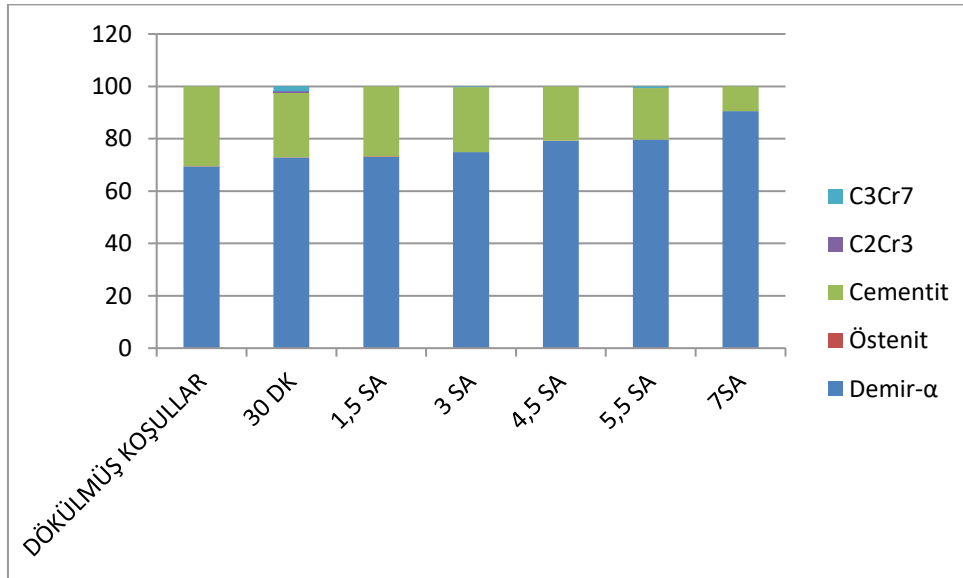
Şekil 4.2. 830 °C'de farklı sürelerde küreselleştirme ısıtıl işlem sonrası XRD- Rietveld Analizi ile DABDD bileşimlerin faz-hacim oranları (%)



EK-4. (devam) DABDD östemperleme süresine bağlı olarak makro sertlik değerleri

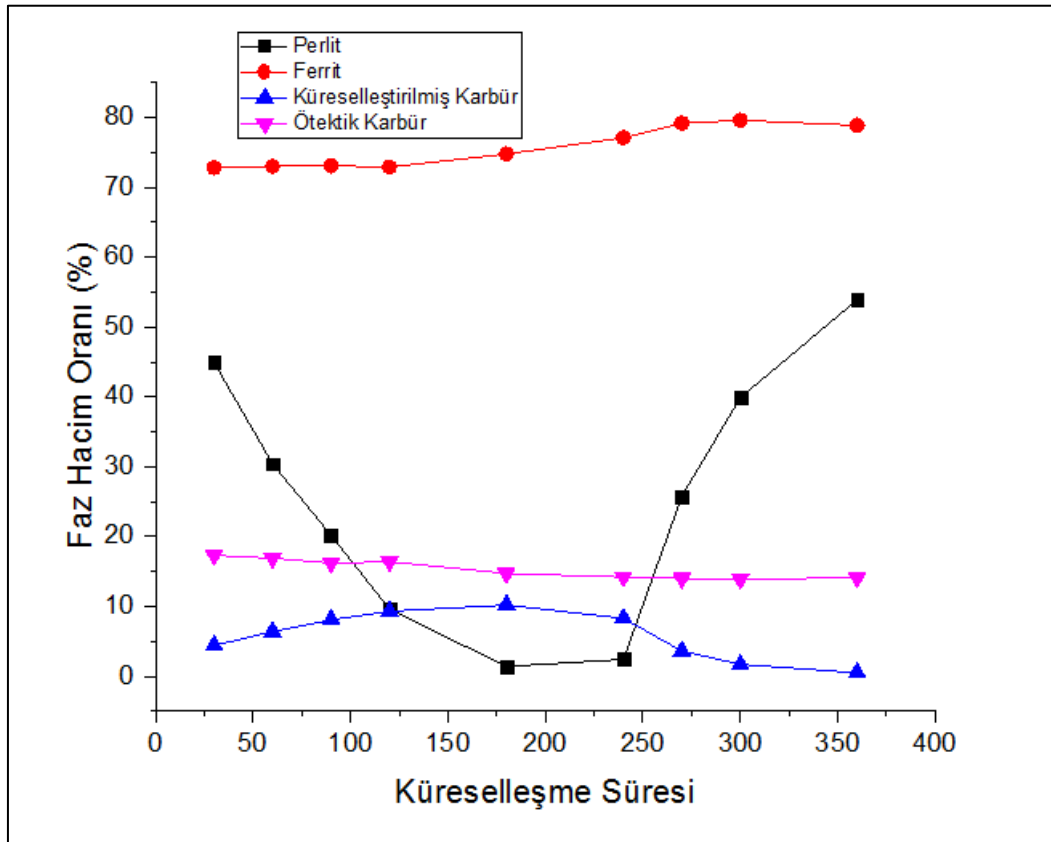


Şekil 4.3. 830 °C’de farklı sürelerde küreselleştirme ısıt işlem sonrası XRD- Rietveld Analizi ile DABDD bileşimlerin matris faz-hacim oranları (%)

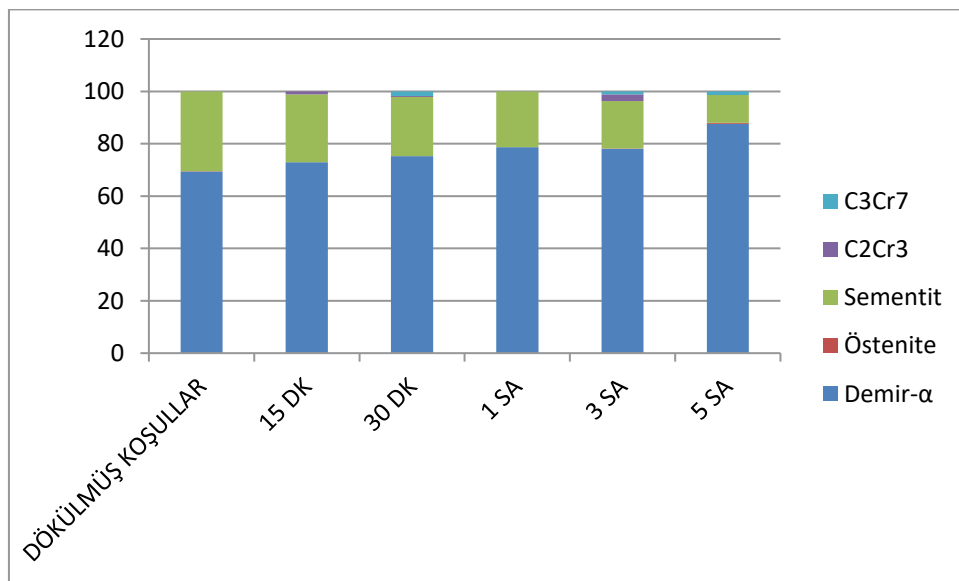


Şekil 4.4. 870 °C’de farklı sürelerde küreselleştirme ısıt işlem sonrası XRD- Rietveld Analizi ile DABDD bileşimlerin faz-hacim oranları (%)

EK-4. (devam) DABDD östemperleme süresine bağlı olarak makro sertlik değerleri



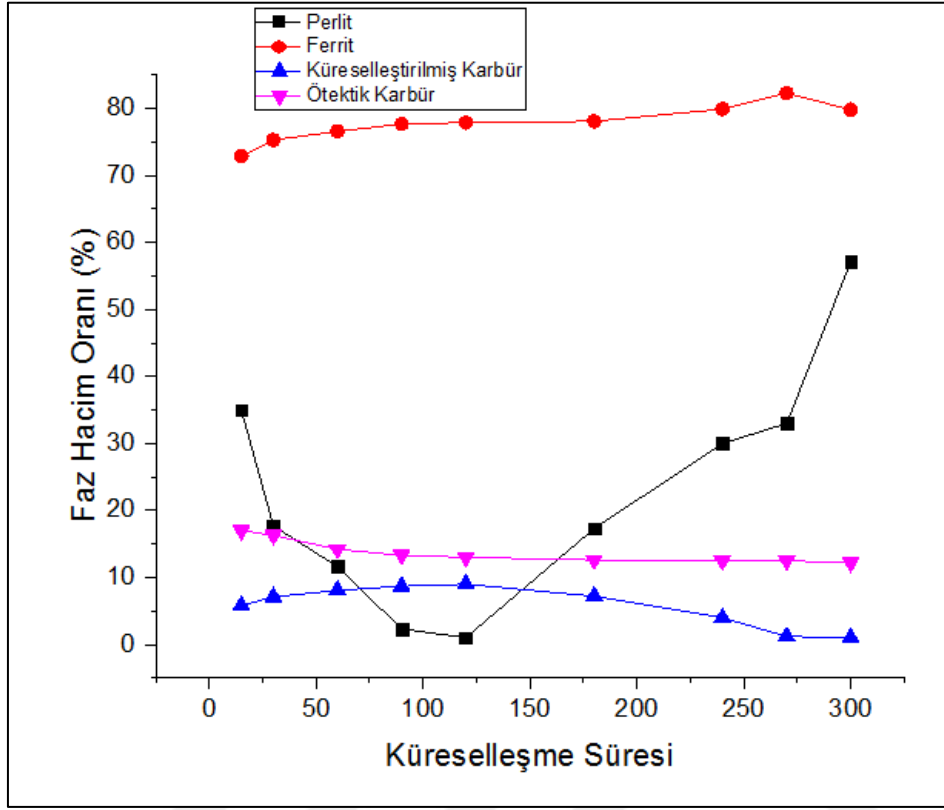
Şekil 4.5. 870 °C'de farklı sürelerde küreselleştirme ısı işlem sonrası XRD- Rietveld Analizi ile DABDD bileşimlerin matris faz-hacim oranları (%)



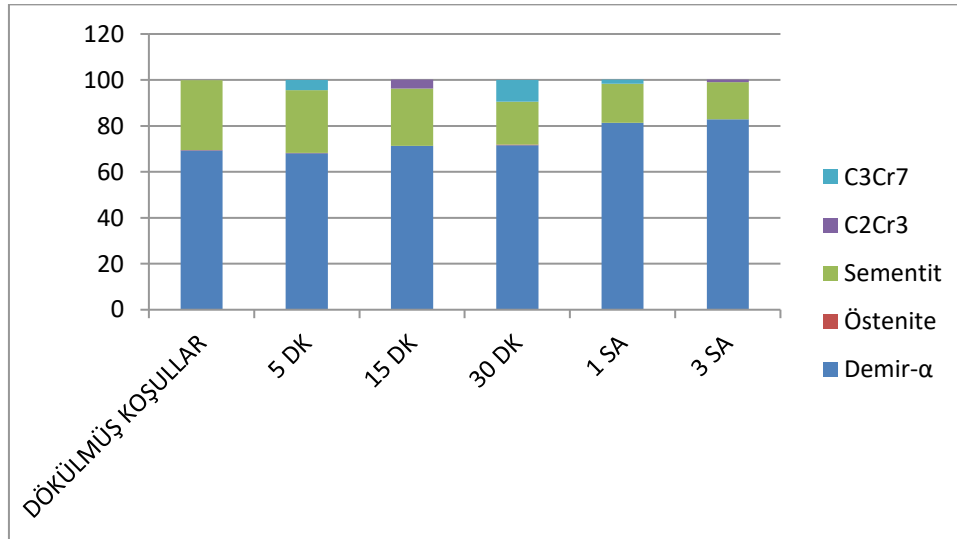
Şekil 4.6. 900 °C'de farklı sürelerde küreselleştirme ısı işlem sonrası XRD- Rietveld Analizi ile DABDD bileşimlerin faz-hacim oranları (%)



EK-4. (devam) DABDD östemperleme süresine bağlı olarak makro sertlik değerleri

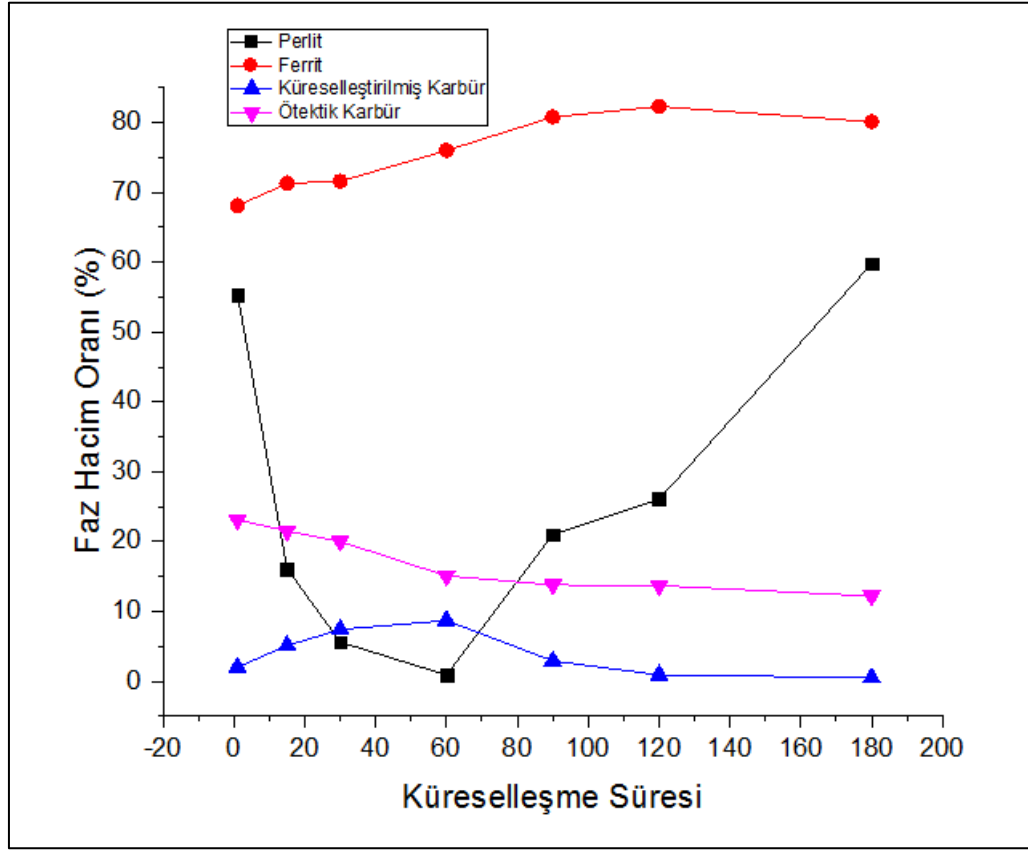


Şekil 4.7. 900 °C’de farklı sürelerde küreselleştirme ısı işlem sonrası XRD- Rietveld Analizi ile DABDD bileşimlerin matris faz-hacim oranları (%)



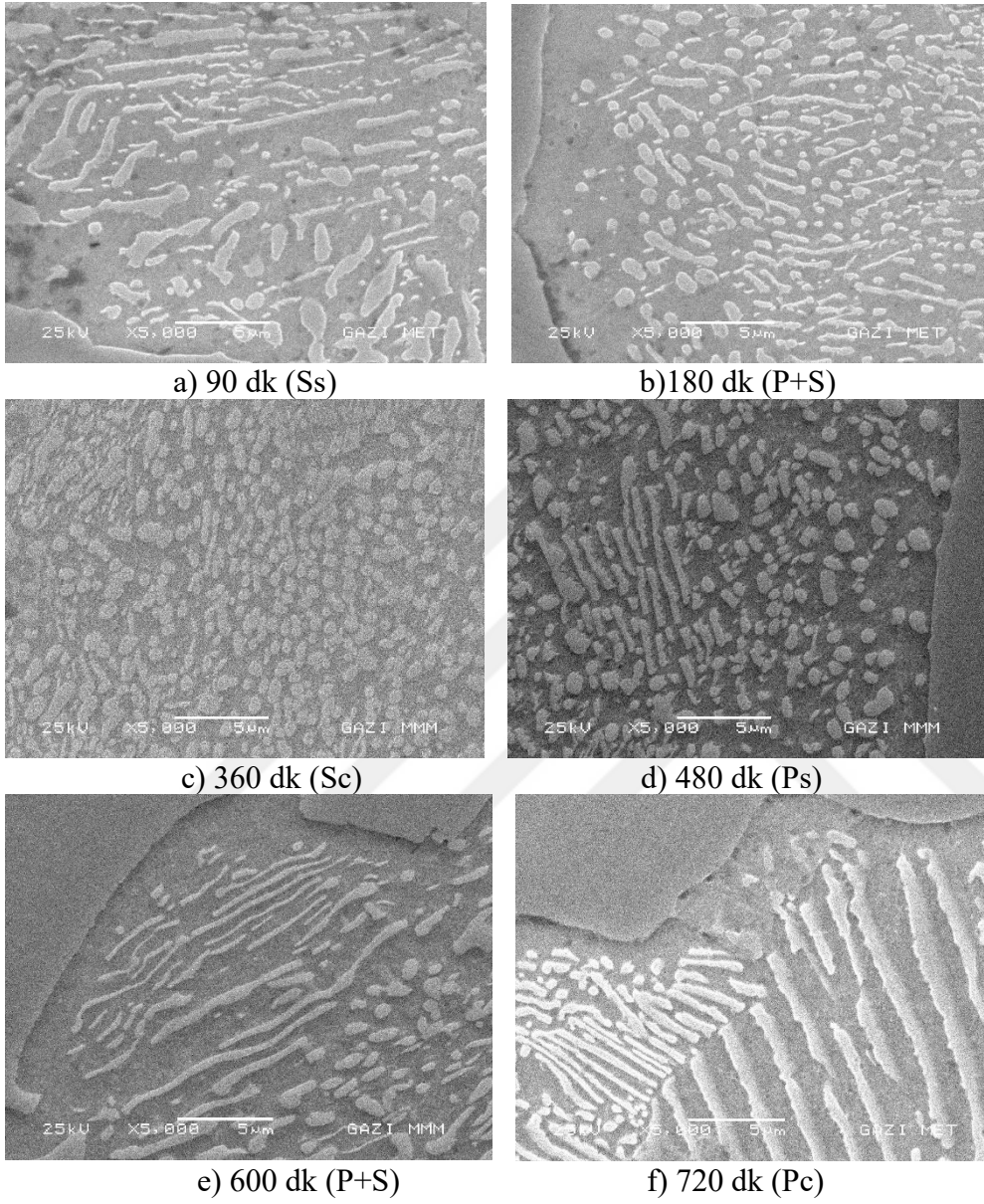
Şekil 4.8. 950 °C’de farklı sürelerde küreselleştirme ısı işlem sonrası XRD- Rietveld Analizi ile DABDD bileşimlerin faz-hacim oranları (%)

EK-4. (devam) DABDD östemperleme süresine bağlı olarak makro sertlik değerleri



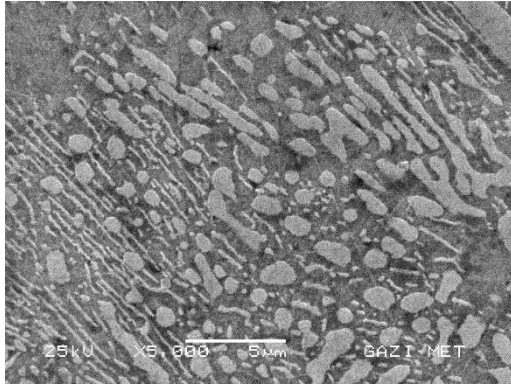
Şekil 4.9. 950 °C’de farklı sürelerde küreselleştirme ısı işlem sonrası XRD- Rietveld Analizi ile DABDD bileşimlerin matris faz-hacim oranları (%)

EK-5. DABDD'in farklı sürelerde küreselleştirme ısıt işlemleri sonrası SEM görüntüleri

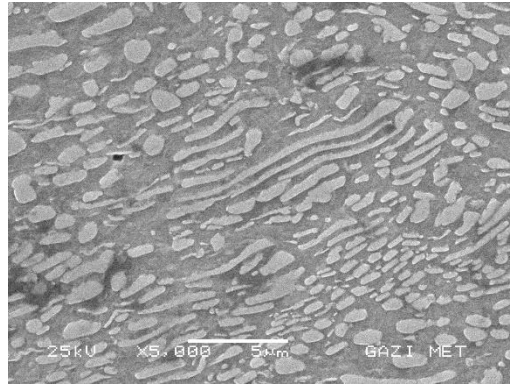


Resim 5.1. DABDD'e 790 °C'de ve farklı sürelerde uygulanan arakritik küreselleştirme tavlama sonucu mikroyapısal değişimleri işlem aralığı X5000 büyütmede SEM görüntüleri (Ss:Küreselleşme sürecinin başlangıcı, P+S:Perlit matris ve sementit küre, Sc:Küreselleşme sürecinin tamamlanması, Ps:Perlit matris başlangıcı, Pc: Perlit matrisin tamamlanması)

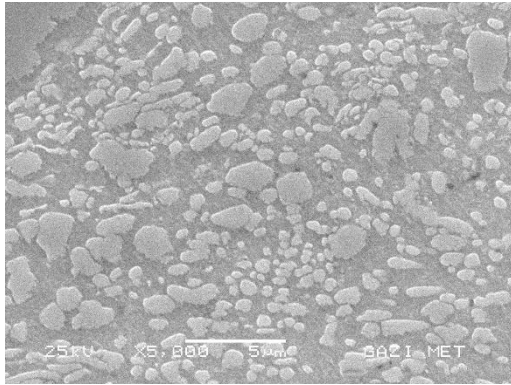
EK-5. (devam) DABDD'in farklı sürelerde küreselleştirme ısı işleminin sonrası SEM görüntüleri



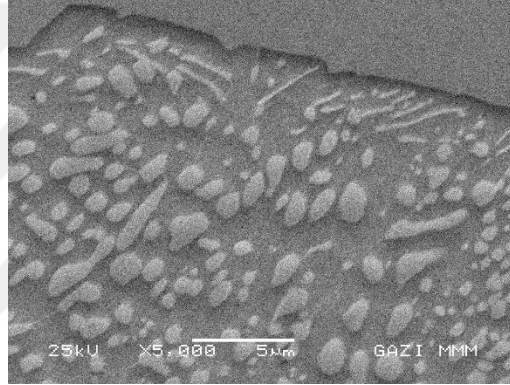
a) 60 dk (Ss)



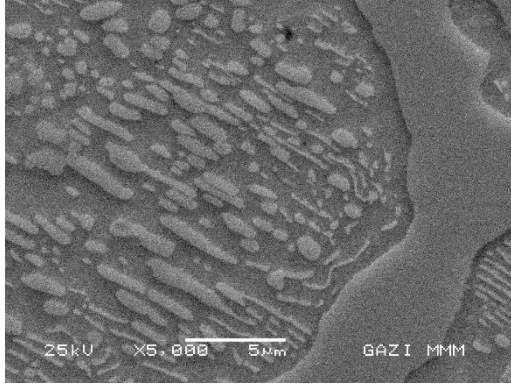
b) 120 dk (P+S)



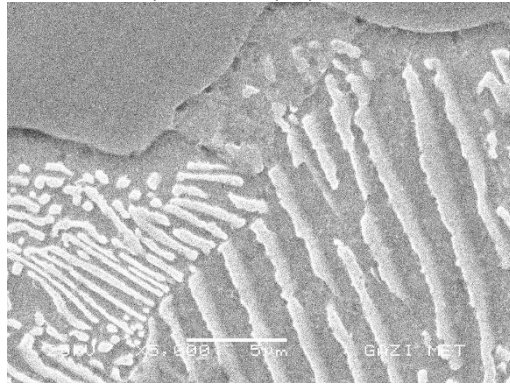
c) 270 dk (Sc)



d) 360 dk (Ps)



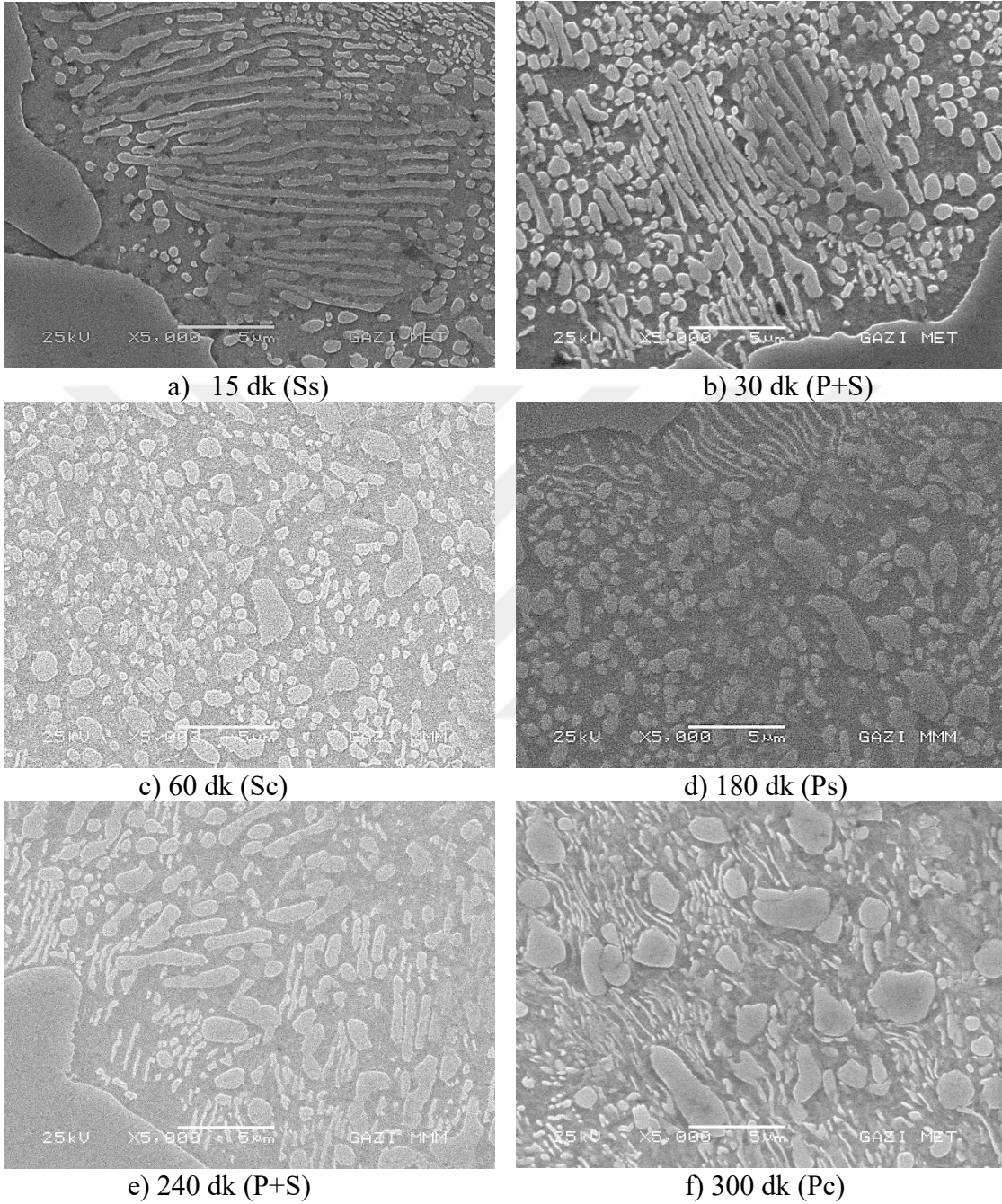
d) 420 dk (P+S)



e) 480 dk (Pc)

Resim 5.2. DABDD'e 830 °C'de ve farklı sürelerde uygulanan arakritik küreselleştirme tavlama sonucu mikroyapısal değişimleri işlem aralığı X5000 büyütmede SEM görüntüleri (Ss:Küreselleşme sürecinin başlangıcı, P+S:Perlit matris ve sementit küre, Sc:Küreselleşme sürecinin tamamlanması, Ps:Perlit matris başlangıcı, Pc: Perlit matrisin tamamlanması)

EK-5. (devam) DABDD'in farklı sürelerde küreselleştirme ısıt işlemleri sonrası SEM görüntüleri



Resim 5.3. DABDD'e 900 °C'de ve farklı sürelerde uygulanan arakritik küreselleştirme tavlama sonucu mikroyapısal değişimleri işlem aralığı X5000 büyütmede SEM görüntüleri (Ss:Küreselleşme sürecinin başlangıcı, P+S:Perlit matris ve sementit küre, Sc:Küreselleşme sürecinin tamamlanması, Ps:Perlit matris başlangıcı, Pc: Perlit matrisin tamamlanması)



*Gazili olmak ayrıcalıktır...*