

T.C.
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**KATI ÇÖZELTİ SERTLEŞMELİ KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME
DEMİRLERİN ÜRETİMİ VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN
ÖSTEMPERLEME ISIL İŞLEMİYLE İYİLEŞTİRİLMESİ**

DOKTORA TEZİ

Soner Özden ERTÜRK

**Enstitü Anabilim Dalı : METALURJİ VE MALZEME
MÜHENDİSLİĞİ**
Tez Danışmanı : Prof. Dr. Ahmet ÖZEL

Eylül 2021

**T.C.
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**KATI ÇÖZELTİ SERTLEŞMELİ KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME
DEMİRLERİN ÜRETİMİ VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN
ÖSTEMPERLEME İSİL İŞLEMİYLE İYİLEŞTİRİLMESİ**

DOKTORA TEZİ

Soner Özden ERTÜRK

**Enstitü Anabilim Dalı : METALURJİ VE MALZEME
MÜHENDİSLİĞİ**

Bu tez 15/09/2021 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından oybirliği/oyçokluğu ile kabul edilmiştir.

Jüri Başkanı

Üye

Üye

Üye

Üye

BEYAN

Tez içindeki tüm verilerin akademik kurallar çerçevesinde tarafımdan elde edildiğini, görsel ve yazılı tüm bilgi ve sonuçların akademik ve etik kurallara uygun şekilde sunulduğunu, kullanılan verilerde herhangi bir tahrifat yapılmadığını, başkalarının eserlerinden yararlanılması durumunda bilimsel normlara uygun olarak atıfta bulunulduğunu, tezde yer alan verilerin bu üniversite veya başka bir üniversitede herhangi bir tez çalışmasında kullanılmadığını beyan ederim.

Soner Özden ERTÜRK
15.09.2021

TEŞEKKÜR

Lisans bitirme tezimden bugüne, tüm üniversite eğitimim boyunca, her konuda değerli deneyim ve bilgilerini paylaşan, araştırmalarımın başından sonuna kadar kadar tüm aşamalarında yardımlarını esirgemeyen ve beni yönlendiren değerli danışman hocam Prof. Dr. Ahmet ÖZEL'e ve tez izleme komitesindeki değerli hocalarım Prof.Dr. S.Can KURNAZ'a ve Prof. Dr. Vahdet UÇAR'a, teşekkürlerimi sunarım.

Tez çalışmamın; numune üretimi, mekanik test ve aşınma deneylerini gerçekleştirdiğim iş yerim Hema Otomotiv Sistemleri A.Ş. (Hema Endüstri A.Ş.) Demir Döküm Fabrikasının değerli çalışan ve yöneticilerine, ısıl işlem tuzlarını sağlayan Gök-Tem Kimya ve Metalurji Tic. Ltd.Şti. sayın Aziz GÖKNİL'e, mekanik testlerdeki desteklerinden dolayı Sayın Doç. Dr. Çağlar YÜKSEL ve Met. Yük. Mühendisi Ahmet KABİL'e, SEM ve XRD incelemelerindeki emeği için Sayın Fuat KAYIŞ'a ve tüm Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü Öğretim Üyelerine teşekkürlerimi sunarım

Tez çalışması boyunca deneysel çalışmalarına bizzat iştirak ederek beni sabırla destekleyen sevgili eşim Gizem ERTÜRK'e, desteklerini hiçbir zaman esirgemeyen, annem ve babam; Süheyla & Ahmet ERTÜRK ve abim İlker Özcan ERTÜRK'e teşekkürü bir borç bilirim.

İÇİNDEKİLER

TEŞEKKÜR.....	i
İÇİNDEKİLER	ii
SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ.....	iv
ŞEKİLLER LİSTESİ	v
TABLolar LİSTESİ	x
ÖZET.....	xi
SUMMARY	xii
BÖLÜM 1.	
GİRİŞ	1
BÖLÜM 2.	
LİTERATÜR ÖZETİ	2
2.1. Dökme Demirler	2
2.1.1. Dökme demirlerin sınıflandırılması.....	5
2.1.2. Dökme demirlerin yapı ve özellikleri	7
2.2. Küresel Grafitli Dökme Demir	10
2.2.1. Küresel grafitli dökme demirlerin özellikleri	11
2.2.2. Küresel grafitli dökme demirlerin kimyasal özellikleri.....	13
2.3. Küresel Grafitli Dökme Demirin Hazırlanması.....	14
2.4. Küresel Grafitli Dökme Demir Bileşimindeki Alaşım Elementleri ve Etkileri	14
2.5. Küreleştirme İşlemi.....	17
2.6. Aşılama	17
2.7. Yeni Nesil Yüksek Silisyumlu Küresel Grafitli Dökme Demirler	19
2.7.1. Kimyasal bileşim ve mikroyapı	21

2.7.2. Mekanik özelliklere göre sınıflandırma	23
2.8. Östempereleme	24
2.8.1. Küresel grafitli dökme demir kimyasal kompozisyonunun etkisi.....	36
BÖLÜM 3.	
DENEYSEL ÇALIŞMA	40
3.1. Numuneler için EN-GJS-500-14 Malzemenin üretimi	40
3.2. Östempereleme Deneyleri	45
BÖLÜM 4.	
SONUÇLAR	48
4.1. Mikroyapısal İncelemeler (Optik Ve SEM)	49
4.2. XRD Analizleri	58
BÖLÜM 5.	
SONUÇLARIN DEĞERLENDİRİLMESİ.....	64
KAYNAKLAR.....	75
ÖZGEÇMİŞ	80

SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ

ASTM	: American Society for testing Materials
BCIRA	: British Cast Iron Research Association
C.E.S.	: Sıvılaşıma karbon eşdeğeri
CuK α	: Bakır K Alfa Işını
C γ maks	: Östemperlenmiş matriks yapının karbon oranları
C γ o	: Östenitlenmiş matriks yapının karbon oranı
Dc	: Kritik çap
DD	: Dökme demir
ISO	: Uluslararası Standart Organizasyonu
KGDD	: Küresel Grafitli Dökme Demir
SEM	: Scanning Electron Microscope
TA	: Östemperleme sıcaklığı
T γ	: Östenitleme sıcaklığı
XRD	: X Ray Diffract, on
X γ	: Östenit fazın hacim oranı
α ö	: Ösferrit Fazı
γ	: Östenit Fazı
γ y.k	: Yüksek karbonlu östenit

ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 2.1. Demir – Karbon denge diyagramı.....	3
Şekil 2.2. Gri ve beyaz dökme demirin kırık yüzeyi.....	5
Şekil 2.3. Dökme demirlerin mikroyapıya göre sınıflandırılması.....	6
Şekil 2.4. Farklı Türlerdeki Dökme Demirlerin ve Çeliklerin, Karbon, Silis Miktarları	7
Şekil 2.5. Gri dökme demirin a) optik ve b) SEM mikroyapısı	8
Şekil 2.6. Vermiküler dökme demirin a) optik ve b) SEM mikroyapısı	9
Şekil 2.7. Küresel grafitli dökme demirin a) optik ve b) SEM mikroyapısı	9
Şekil 2.8. Beyaz dökme demirin a) optik ve b) SEM mikroyapısı, Ötektikaltı bileşimde, dendritik ostenit büyüme ve dendritler arası ledeburit oluşumu görülmüştür	9
Şekil 2.9. Temper dökme demirin a) optik ve b) SEM mikroyapısı. Ferrit içinde oluşmuş rozet grafit kristalleri	10
Şekil 2.10. Gerilim/gerinim tablosu	12
Şekil 2.11. KGDD sınıfları ve çekme/uzama dayanım eğrileri.	13
Şekil 2.12. a)Direkt döküm b) Sandwich yöntemi c) Tandış kapağı yöntemi	14
Şekil 2.13. Magnezyumun küreselleşmeye etkisi	17
Şekil 2.14. Magnezyum ve Aşılamanın mikroyapıda neden olduğu değişimler.....	19
Şekil 2.15. 600MPa Çekme Mukavemetine sahip geleneksel ve yeni nesil dökme demir malzeme ile üretilmiş bir parçadaki sertlik dağılımı	21
Şekil 2.16. 600MPa Çekme Mukavemetine sahip geleneksel ve yeni nesil dökme demir malzeme ile üretilmiş bir parça kesitindeki mikroyapılar	22
Şekil 2.17. Yüksek silidyumlu dökme demir bileşiminde hesaplanan modifiye demir karbon faz diyagramı.....	22
Şekil 2.18. Yüksek silisyumlu küresel grafitli dökme demirlerde silisyum içeriğinin malzemenin çekme, akma, sertlik ve uzamasına etkisi.....	24

Şekil 2.19. KGDD'ler içim uygulanan izotermal dönüşüm diyagramı	25
Şekil 2.20. Östenitleme Sıcaklığının ve süresinin östemperleme ısıl işlemine etkileri.....	28
Şekil 2.21. %2 Si içeren Fe-C faz diyagramındaki serbest enerji değişimleri.....	29
Şekil 2.22. Östenitleme sıcaklığı ve süresinin kalıntı östenit miktarına etkisi.....	30
Şekil 2.23. Östemperleme süresine bağlı olarak γ ık içeriğindeki değişim.....	31
Şekil 2.24. 927 C°de östenitlenen bir KGDD'in Östemperleme Sıcaklık ve Sürelerine göre X γ .C γ İlişkisi.....	33
Şekil 2.25. Östemperleme süresi ve mekanik özellikler ilişkisi.....	34
Şekil 2.26. Östenitleme sıcaklığı ve östemperleme süresine göre; a) dönüşmemiş östenit, b) östenit karbon içeriği, c) kararlı östenit miktarlarının değişimi	35
Şekil 2.27. %2'den fazla Si içeren Östemperlenmesinin Adımlarını Gösteren İzotermal Döüşüm Diyagramı.....	37
Şekil 3.1. Test parçası olarak seçilen hidrolik direksiyon gövdesi ve yatay parçası.....	40
Şekil 3.2. Döküm salkımının dolun simülasyonu	41
Şekil 3.3. Döküm salkımının % Ferrit Oranı Tahmini Sonuçları	42
Şekil 3.4. Y blok için Nodül sayısı ve % ferrit oranı simülasyon sonuçları	42
Şekil 3.5. Y blok için sertlik ve maksimum uzama oranı simülasyon sonuçları	43
Şekil 3.6. Y blok için maksimum çekme mukavemeti ve maksimum akma mukavemeti simülasyon sonuçları	43
Şekil 3.7. Alınan Soğuma Eğrisi	44
Şekil 3.8. Sertlik ve Mikroyapı Kontrolü için Hazırlanmış Parça ve Çekme Çubuğu	44
Şekil 3.9. Döküm numune mikroyapı görüntüsü, dağlanmamış ve dağlanmış.....	44
Şekil 3.10. Östenitleme Fırını ve Östemperleme Tuz Banyosunun Hazırlandığı Nabertherm Elektrikli Fırınlar	46
Şekil 3.11. KNO ₃ -NaNO ₂ Tuz Karışımının Ergitilmesi	47
Şekil 3.12. Östemperleme Fırınında Belirlenen Sürelerde Sepet İçerisinde çıkarılmış Numuneler	47

Şekil 4.1. 500X Büyütmede 950 °C östenitleme 400 °C östemperleme sırasıyla; a)5-b)15-c)30-d)60-e)90 ve f)120 dk	49
Şekil 4.2. 500X Büyütmede 950 °C östenitleme 350 °C östemperleme sırasıyla; a)5-b)15-c)30-d)60-e)90 ve f)120 dk	50
Şekil 4.3. 500X Büyütmede 950 °C östenitleme 300 °C östemperleme sırasıyla; a)5-b)15-c)30-d)60-e)90 ve f)120 dk	51
Şekil 4.4. 500X Büyütmede 950 °C östenitleme 250 °C östemperleme sırasıyla; ; a)5-b)15-c)30-d)60-e)90 ve f)120 dk	52
Şekil 4.5. 3000X Büyütmede 950 °C östenitleme 400 °C östemperleme sırasıyla; a)5-b)15-c)30-d)60-e)90 ve f)120 dk	53
Şekil 4.6. 3000X Büyütmede 950 °C östenitleme 350 °C östemperleme sırasıyla; a)5-b)15-c)30-d)60-e)90 ve f)120 dk	54
Şekil 4.7. 3000X Büyütmede 950 °C östenitleme 300 °C östemperleme sırasıyla; a)5-b)15-c)30-d)60-e)90 ve f)120 dk	55
Şekil 4.8. 3000X Büyütmede 950 °C östenitleme 250 °C östemperleme sırasıyla; a)5-b)15-c)30-d)60-e)90 ve f)120 dk	56
Şekil 4.9. 950 °C östenitlenen ve 400 °Cde östemperlenen numunelerin XRD analizleri	58
Şekil 4.10. 950 °C östenitlenen ve 350 °Cde östemperlenen numunelerin XRD analizleri	59
Şekil 4.11. 950 °C östenitlenen ve 300 °Cde östemperlenen numunelerin XRD analizleri	59
Şekil 4.12. 950 °C östenitlenen ve 250 °Cde östemperlenen numunelerin XRD analizleri	59
Şekil 4.13. 950 °C östenitlenen ve 5dk östemperlenen numunelerin XRD analizleri	60
Şekil 4.14. 950 °C östenitlenen ve 15dk östemperlenen numunelerin XRD analizleri	60
Şekil 4.15. 950 °C östenitlenen ve 30dk östemperlenen numunelerin XRD analizleri	60
Şekil 4.16. 950 °C östenitlenen ve 60dk östemperlenen numunelerin XRD analizleri	61

Şekil 4.17. 950 °C östenitlenen ve 90dk östemperlenen numunelerin XRD analizleri	61
Şekil 4.18. 950 °C östenitlenen ve 120dk östemperlenen numunelerin XRD analizleri	61
Şekil 4.19. 900 °C östenitlenen ve 300 °C östemperlenen numunelerin XRD analizleri	62
Şekil 4.20. 900 °C östenitlenen ve 30 dk farklı sıcaklıklarda östemperlenen numunelerin XRD analizleri.....	62
Şekil 5.1. 900°C de Östenitleme ile östemperleme süresine ve sıcaklığına bağlı sertlik sonuçları	66
Şekil 5.2. 900°C de Östenitleme ile östemperleme süresine ve sıcaklığına bağlı çekme mukavemeti sonuçları	67
Şekil 5.3. 900°C de Östemperleme ile östemperleme süresine ve sıcaklığına bağlı % kopma uzaması sonuçları	67
Şekil 5.4. 900°C de Östemperleme ile östenitleme sıcaklık ve süresine bağlı çekme tokluğu (Çekme Mukavemeti X Uzama Olarak Hesaplanmıştır)	68
Şekil 5.5. 950°C de Östenitleme ile östemperleme süresine ve sıcaklığına bağlı sertlik sonuçları	68
Şekil 5.6. 950°C de Östemperleme ile östemperleme süresine ve sıcaklığına bağlı çekme mukavemeti sonuçları	69
Şekil 5.7. 950°C de Östemperleme ile östemperleme süresine ve sıcaklığına bağlı % kopma uzaması sonuçları	69
Şekil 5.8. 950°C de Östemperleme ile zamana bağlı çekme tokluk değişimi (Çekme Mukavemeti X Uzama Olarak Hesaplanmıştır).....	70
Şekil 5.9. 950°C de Östemperleme ile zamana bağlı kalıntı östenit miktarı değişimi	71
Şekil 5.10. 900°C ve 950 °C de Östenitlenip 300 °C Östemperleme ile zamana bağlı kalıntı östenit miktarı değişimi	72
Şekil 5.11. 900°C de Östemperlenen; 250°C ve 350°C östemperlenen numunelerin zamana bağlı % ağırlık kayıpları.....	73
Şekil 5.12. 900°C de Östemperlenen; 250°C östemperlenen numunelerin zamana bağlı % ağırlık kayıpları.....	73

Şekil 5.13. 900°C de Östemperlenen; 350°C östemperlenen numunelerin
zamana bağlı % ağırlık ayıpları 74

TABLolar LİSTESİ

Tablo 2.1. EN 1563:2011 standardına göre katı çözelti mukavemetlendirmeli küresel grafitli dökme demirlerin sınıflandırılması.....	23
Tablo 2.2. ASTM A897/A 897M-06 Standardına Göre Östemperlenmiş KGDD Sınıfları	25
Tablo 2.3. EN 1564:2011 Standardına göre Östemperlenmiş KGDD Sınıfları.....	26
Tablo 2.4. Östenitleme sıcaklığına göre östenitlenmiş ve östemperlenmiş matriksdeki dengesel karbon oranı	32
Tablo 3.1. Döküm Kimyasal Kompozisyonu.....	41
Tablo 3.2. Döküm numunelerin çekme testi sonuçları	45
Tablo 3.3. 950 °C de 1 saat Östenitlenen Numunelerin Deney Parametrelerine Göre Numune Sayıları	45
Tablo 4.1. 950 °C'de östenitleme sonrası 250,300,350 ve400°C'de östemperlenen numunelerin sonuçları	56
Tablo 4.2. 900 °C'de östenitleme sonrası 250,300,350 ve400°C'de östemperlenen numunelerin sonuçları	57
Tablo 4.3. 900°C Östenitleme Ve 250°C'de Östemperlenen Numunelerim Aşınma Deney Sonuçları	63
Tablo 4.4. 900°C Östenitleme Ve 350°C'de Östemperlenen Numunelerim Aşınma Deney Sonuçları	63

ÖZET

Anahtar kelimeler: katı çözeltili mukavemetlenmeli küresel grafitli dökme demir, östemperleme.

Küresel grafitli dökme demirler; otomotiv sektörü yapısal uygulamalarında, tarım ve inşaat ekipmanları üretimi alanlarında, çekme mukavemetinin yüksek olması, aşınma direncinin iyi olması, yüksek tokluk özelliği, düşük ergime sıcaklığına bağlı yüksek akışkanlık ve çekinti eğilimiyle, nihai kullanım geometrik biçimine en yakın şekilde üretilebilirliği sayesinde yaygın bir kullanım alanına sahiptir. Aynı zamanda çelik malzemeler kadar iyi mekanik özellikleriyle ve dökme demir sınıfında olmasından kaynaklı kolay üretilebilirlikleriyle de bilinirler. Gereksinimleri karşılama, tasarımcı ve dökümcü için bu malzemeyi özel kılar. Silisyumla katı çözeltili mukavemetlendirilmiş ferritik küresel grafitli dökme demirler de yapısal bir malzeme olarak yaygınlaşmaya başlamıştır ve çekme mukavemetleri 450–600 MPa'a kadar EN1563:2011'de tanımlanmıştır. Katı çözeltili mukavemetlendirmeli küresel grafitli dökme demirde Si içeriğininin 3.0–4.3% mertebesine yükselmesiyle, döküm haldeki matriks yapısı tek fazlı ferritik hale dönüşür ve çekme mukavemeti 450-600 MPa seviyesine, kopma uzaması ise perlitik-ferritik standart seriye göre sırasıyla 10%, 7%, ve 4%'den 18%, 14%,ve 10%'a kadar yükselmektedir. Bu çalışma, numunelerin üretildiği döküm fabrikası için öncelikle bir Arge çalışması ihtiva etmiştir. Isıl işlem malzeme özelliklerini geliştirmede etkin bir yöntemdir ve bu yeni sınıf küresel grafitli dökme demir malzemeye ısıl işlem uygulanabilmektedir. Ancak demir yapısında dönüşüme uğrayan bileşenler konusunda bir kısıtlama vardır. Bu kısıtlamalar Ac1 sıcaklığının üzerinde var olan perlit ve östeniti kapsar. Perlit tane sınırlarında çökelebilmektedir ve bu durum mekanik özellikleri önemli ölçüde düşürmektedir. Küresel grafitli dökme demiri Ac1 sıcaklığı üzerine ısıtmanın mekanik özelliklere bir etkisi yoktur sadece eser miktarda perlitli yokeder. Yüksek silisli küresel grafitli dökme demiri Ac1 sıcaklığının üzerinde bekletmek ise karbonun demir-silid çözeltilisinde çözülmesine yol açar. Bu da soğutma sonrası daha yüksek çekme mukavemetine fakat daha düşük darbe mukavemeti ile sonuçlanır. Bu çalışmada yeni bir sınıf küresel grafitli dökme demir olan EN GJS 500-14'ün östemperleme ile mekanik özelliklerinin iyileştirilmesine çalışılmıştır. Silisyumun etkisi, dökme demirlerden bilindiği gibi katı çözeltili mukavemetlenmesi ve karbür oluşumlarının engellenmesidir. Bu yüksek silisyumlu küresel grafitli dökme demirin östemperlenebilirliği; mikroyapılar, mekanik özelliklerle (sertlik ve çekme test sonuçları), SEM ve XRD sonuçlarının karşılaştırılarak yorumlanması ile gerçekleştirilmiştir. Numuneler iki grup haline 900°C ve 950°C de östenitlenmiş, 1 saat beklenmiş ve 250°C, 300°C, 350°C ve 400°C'de, her bir sıcaklıkta 5,15,30,60,90 ve 120 dakika östemperlenmiştir.

PRODUCTION OF SOLUTION STRENGTHENED DUCTILE CAST IRON AND IMPROVEMENT OF THE MECHANICAL PROPERTIES BY AUSTEMPERING HEAT TREATMENT

SUMMARY

Keywords: solution strengthened ductile iron, austempering

Ductile cast iron materials have been used in extensively structural applications in the automotive, agricultural, and industry of construction equipments due to its properties as; high tensile strength, good wear resistance, high ductility, low melting temperature and shrinkage, the high fluidity, and cost-effective way to produce near net shape components. The ductile cast iron material has mechanical properties as good as steels and has ease of manufacture of cast irons. Meeting the demands that designers make of a component is a special challenge for the caster. . The silicon solution-strengthened ferritic ductile cast iron material is being widely used as a structural material with its relatively high tensile strength specified as being up to 450–600 MPa in EN1563:2011. With the increase of the silicon content of 3.0–4.3% solution-strengthened ferritic ductile cast irons, the as-cast matrix structure is just single ferrite phase and the tensile strength is increased to 450–600 MPa by solid-solution strengthening mechanism. And also, the elongation at rupture values increased from 10%, 7%, and 4% to 18%, 14%, and 10%, respectively. Heat treatment is an efficient way to improve material properties, and this new grade ductile iron is also heat treatable. But there are some constituents participating in the transformations exists in only a very small volume of the iron structure. These constituents include pearlite/austenite in the temperatures above Ac1. However, pearlite can participate in the grain boundaries, where it has an influence on the mechanical properties. Heating the ductile iron above the Ac1 does not influence mechanical properties, as only traces of pearlite are removed. Holding the high silicon ductile iron at temperatures above the Ac1 causes carbon to dissolve in the grains of iron-silicon solution. After cooling, the iron has higher tensile strength but lower impact strength. In this study, the austempering behavior of a new ductile iron grade material EN GJS 500-14 has been investigated. The effect of silicon for inhibition the iron carbides formation and the solution strengthening effect is known in ductile cast irons. The austemperability of this high silicon containing cast material was researched by characterization of microstructures, mechanical properties; hardness and tensile test results and also SEM and XRD have been performed and relationship between mechanical properties has been described . The samples has been austenitized at 950°C for 1 hour and austempered at 250°C ,300°C, 350°C and 400°C and at 5,15,30,60,90 and 120 minutes respectively.

BÖLÜM 1. GİRİŞ

Küresel grafitli dökme demirler; dökme demirlere ait yüksek üretilebilirlik özelliklerine ve çelik malzemelerin mekaniksel üstün özelliklerini bir arada bulunduran malzemelerdir. Üretilebilirliklerindeki ekonomik avantajlar kullanım alanlarını gün geçtikçe arttırmıştır. Üretim tekniklerindeki gelişmeye paralel olarak mekanik özelliklerinin de geliştirilmesine çalışılmıştır. Yüksek silisyumlu yeni nesil küresel grafitli dökme demirler bu amaçla geliştirilmiş, standarda girmiş ve kullanılmaya başlanmıştır. Standart seri küresel grafitli dökme %1,8 ile %2,8 oranı aralığında silisyum ihtiva etmekten, yüksek silisyumlu yeni nesil küresel grafitli dökme demirler %2,8 ile %4,5 aralığında silisyum içermektedir. Çalışmalar %4,5'a kadar Silisyum içeriğinin katı çözümlü sertleşmesiyle mekanik özellikleri iyileştirdiğini göstermekten, bu oranın üzerindeki oranlarda özellikle uzama gibi mekanik özellikler düşmektedir. Nispeten yüksek silisyum içeriği mikroyapıyı tamamen ferritikleştirmekte ve mukavemetdeki artış Si atomlarının α -demirde çözümlü suretiyle katı çözümlü sertleşmesi mekanizmasının oluşmasıyla gerçekleşmektedir. Perlitik yapının yok olması ile beklenen mukavemetdeki düşüş, silisyum atomları ile katı çözümlü sertleşmesi mekanizması ile giderilmektedir.

Küresel grafitli dökme demir sınıfı malzemelerin mekanik özelliklerini iyileştirmek için tercih edilen yöntemlerden bir tanesi de östemperleme ısı işlemidir. İşlem parametrelerine bağlı olarak; çekme mukavemeti, sertlik, tokluk, süneklik ve aşınma direnci vb. mekanik özelliklerinde kayda değer yükselmeler edilebilmektedir.

Bu çalışmada EN-GJS 500-14 yeni nesil küresel grafitli dökme demir malzemenin üretimi ve sonuç malzemeye; farklı sıcaklıklarda östenitleme, farklı sıcaklık ve sürelerde östemperleme uygulanarak, malzemenin yapısal ve mekanik özelliklerinin incelenmesi suretiyle proses aralığı belirlenmesi amaçlanmıştır.

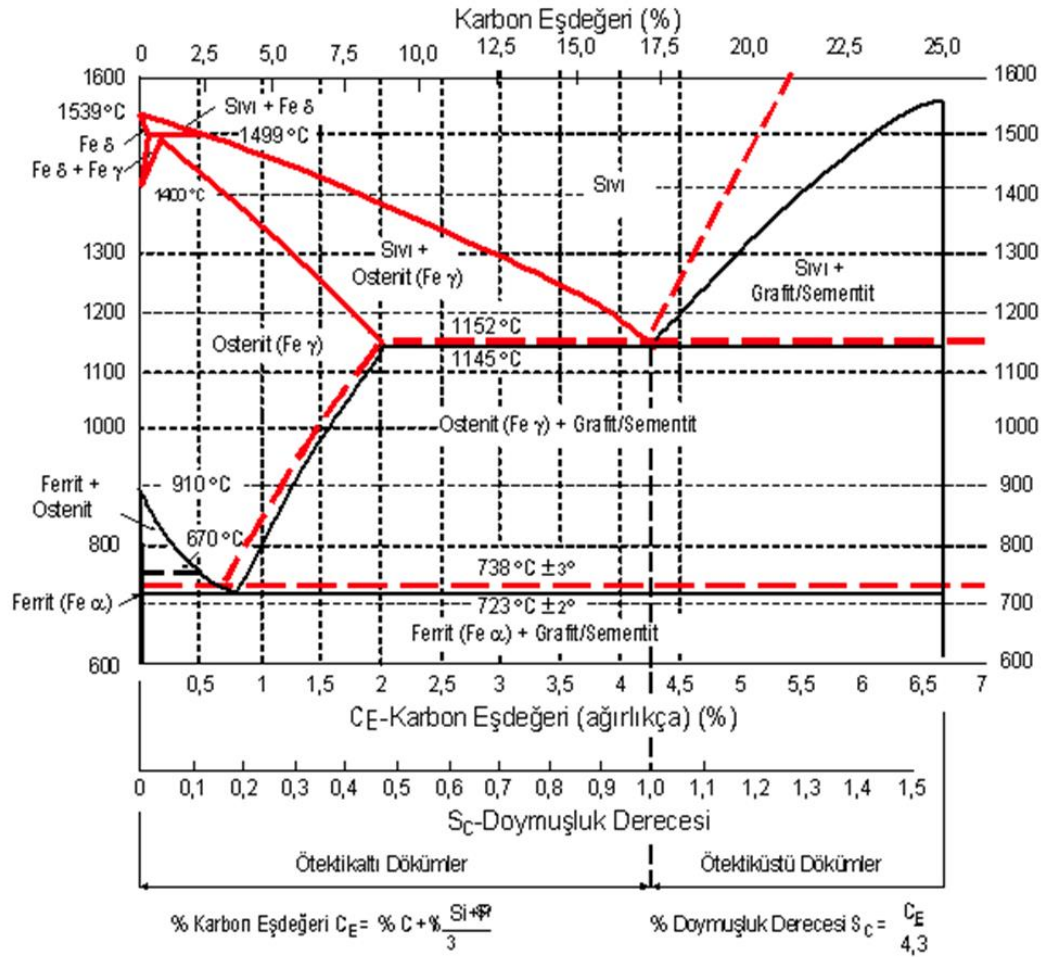
BÖLÜM 2. LİTERATÜR ÖZETİ

2.1. Dökme Demirler

Dökme demirler, genel olarak yüksek fırınlarda demir cevherinin redüksiyonu ve ergitilmesiyle elde edilen, içeriğinde ana alaşım elementi karbonun ve yanında diğer bazı alaşım elementlerinin de eklendiği bir demir karbon alaşımı olan pik demirin; ergitmeyi takiben, metalurjik işlemlerden sonra kalıp içerisine dökümü ve katılaştırılması ile elde edilen bir mühendislik malzemesidir (Yılmaz, F. 2003). Ancak son yıllarda çelik hurdalara ihtiyaca göre; karbon, silis, kükürt ve mangan gibi alaşım elementlerinin eklenmesi ile metalurjik kalitenin sağlanması ve bu kalitenin üretim boyunca da sağlanması amacıyla ön ve geç aşılama malzemeleri kullanarak özellikle kupol ergitme teknolojisiyle de verimli bir şekilde üretilebilmektedir.

Dökme demirler, çelik malzemeler gibi farklı ve demir esaslı geniş bir alaşım grubunu kapsamaktadır. Başlıca elementler; demir, karbon ve silisyumdur. Ağırlıkça genel olarak ~%4'e kadar karbon(C) ve ~%3,5'e kadar silisyum(Si) içerirler. Bu elementlerin ek olarak dökme demirlerin kimyasal bileşiminde Manganez(Mn), Fosfor(P) ve Kükürt(S) de bulunmaktadır. Sınıfına göre de eser miktarlarda; krom, nikel, magnezyum, molibden, titanyum, bakır ve alüminyum gibi elementler de bileşimde yer alabilirler. Silisyum ve diğer alaşım elementlerinin östenitin karbon çözünürlüğüne etkisinden dolayı, %2'den az karbon ihtiva eden dökme demirler bile, ötektik reaksiyonla (%4,3 C içeren bileşimin dengesel dönüşüm reaksiyonu) katılaşabilir. Bu tür bileşime sahip malzemeler de dökme demirler grubunda sınıflandırılır (Baydoğan,M.1996, ASM Metals Handbook,1990). Dökme demirler, Şekil 2.1.'deki Fe-C (Demir karbon) ikili denge diyagramı esas alınarak suretiyle; kimyasal bileşim, soğuma hızı ve ergitme işlemlerine bağlı olarak; yarı kararlı Fe-Fe₃C (sementit) veya kararlı Fe-C (grafit) sistemi içinde katılaşabilir

(Baydoğan,M.1996). Yarı kararlı sistemde katılaşma gerçekleştiğinde ötektik içindeki zengin karbon fazı demir karbür; kararlı sistem içinde ise grafitir. Yarı kararlı yada kararlı ötektik oluşması, kimyasal kompozisyon, sıvının soğuma sırasındaki çekirdeklenme potansiyeli ve soğumanın hızı gibi etkenlere bağlıdır. Grafitleşme potansiyelinin; kimyasal kompozisyon ve çekirdeklenmenin (aşılmanın)performansı belirler. Grafitleşme potansiyelinin yüksek olması, zengin bir karbon fazı olarak grafitli yapıyı oluştururken, grafitleşme potansiyelinin düşük olduğu durumlarda ise zengin karbon fazı olarak da demir karbür oluşumu gerçekleşir. Bu ötektik yapı tipleri, mekanik özelliklerde de farklılık gösterir (Çelik,Ö. 2001).



Şekil 2.1. Demir – Karbon denge diyagramı

Dökme demirin kimyasal kompozisyonunda bulunan karbon(C), silisyum(Si) ve fosfor (P) gibi alaşım elementlerinin ağırlıkça % miktarları, sıvılaşma ve katılaşma

sıcaklığı ve ötektik reaksiyon sıcaklığı gibi parametreler üzerinde etkili olmakta ve bu durum dökme demirin mikroyapı ve mekaniksel özelliklerini etkilemektedir. Bu yüzden karbon eş değeri (CE) olarak tanımlanan parametre yardımıyla bu etkinin °Csi hesaplanabilmektedir.

$$C. E. = \%C + \frac{\% Si + \% P}{3} \quad (2.1)$$

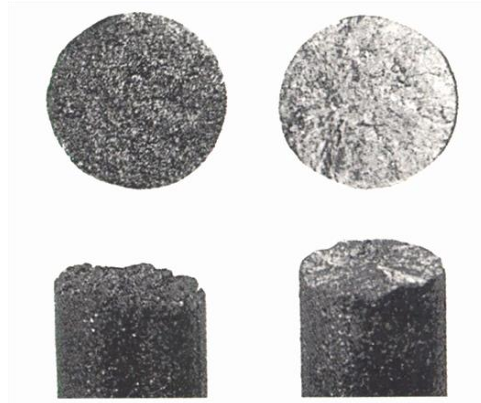
Bu eşitlik yardımıyla dökme demir alaşımının; ötektik mi, ötektik altı mı yoksa ötektik üstü mü bir kompozisyonda olup olmadığının tespitinin yapılması mümkündür. Karbon eş değerinin ~%4,25 olması kompozisyonun ötektik olduğunu, %4,25'den düşük olması ötektik altı olduğunu ve %4,25'ten yüksek olması ise dökümün ötektik üstü bir bileşime sahip olduğunu göstermektedir (Cevher Ö. 2006). Bu eşitlik dengesel soğuma şartlarında gerçekleştirilen çalışmalarla elde edilmiş bir formüldür. Ancak pratikte dengesel şartlar sağlanamayacağından ötektik dönüşüm tek bir kompozisyon ve sıcaklıkta değil, bir kompozisyon ve sıcaklık aralığında gerçekleşmektedir. Termal analiz çalışmaları da bunu göstermektedir. Termal analiz çalışmaları aynı zamanda dökme demir karakterizasyonunda önemli bir eşitliğin daha ortaya çıkmasını sağlamıştır. Sıvılaşıma karbon eşdeğeri denilen bu değer sıvı metalin soğuması esnasında soğuma eğrisinde beliren likidüs sıcaklığının faz diyagramında karbon içeriğini gösteren yatay eksendeki karbon değerine gelen karşılığıdır ve şu formülle hesaplanır;

$$C. E. S. = \%C + \frac{\% Si + \% P}{4} \quad (2.2)$$

Bu eşitlik karbon, silisyum ve fosfor içeriği bilinen kimyasal kompozisyona sahip dökme demirin ne kadar karbon ihtiva ediyormuş gibi soğuma davranışı sergilediğini göstermektedir. Özellikle çekme mukavemetinin belirlenmesinde önemli bir parametredir.

2.1.1. Dökme demirlerin sınıflandırılması

Dökme demirler, kimyasal kompozisyonları, soğuma (veya katılaşma) hızları, katılaşma şekilleri ve mikroyapılarına göre sınıflandırılırlar. Dökme demirler malzemeler için ilk sınıflandırılma kırılma yüzey görüntülerine göre yapılmış ve dökme demirler iki sınıfa ayrılmıştır. (ASM Metals Handbook, 1990).



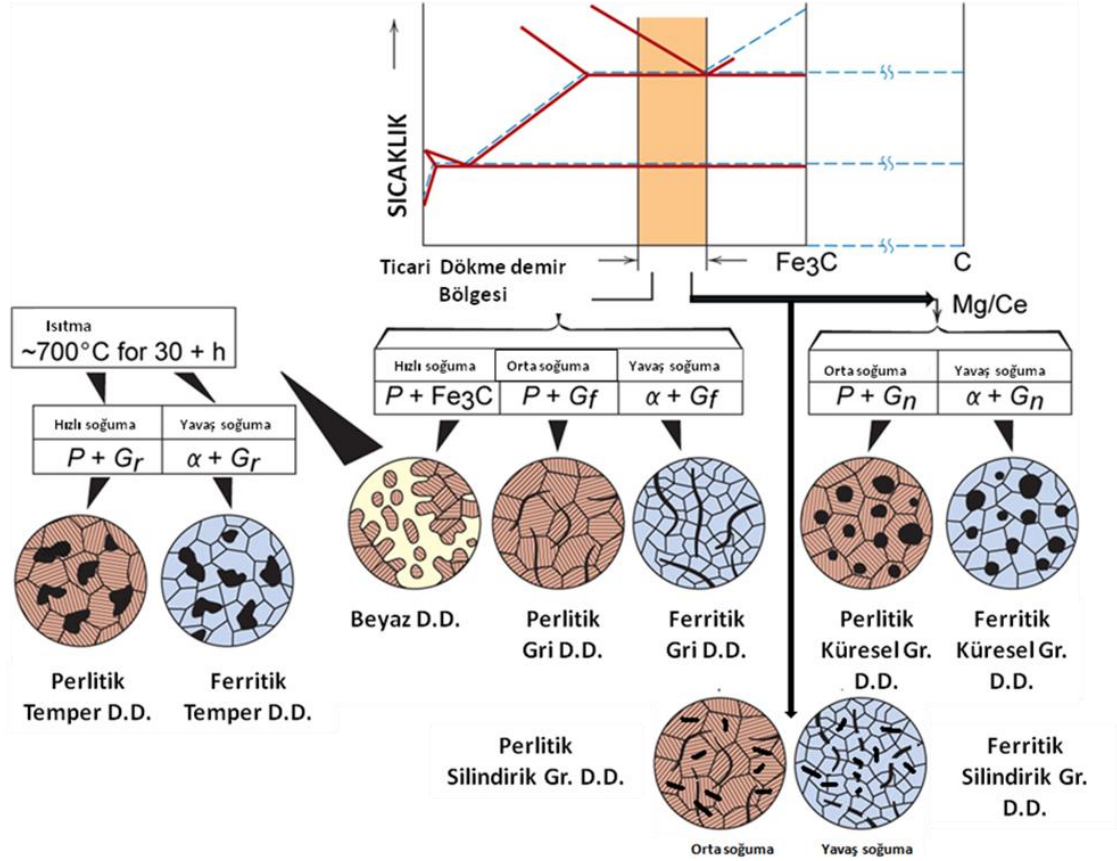
(a) Gri D.D.

(b) beyaz D.D.

Şekil 2.2. Gri ve beyaz dökme demirin kırık yüzeyi

1. Gri Dökme Demir; Kırılma, grafit yaprakları boyunca gerçekleştiğinden kırık yüzeyi grimsi renktedir (Şekil 2.2.). Bu yapı da, kararlı bir katılaşmanın (grafit ötektinin) sonucunda meydana gelir.
2. Beyaz Dökme Demir; Kırılma, demir karbürler (sementit plakaları) boyunca gerçekleştiğinden, kırık yüzey beyaz ve kristalin bir görüntüye sahiptir (Şekil 2.2.). Bu tür bir yapı, yarı kararlı katılaşmanın (Fe_3C ötektiği) sonucunda oluşur.

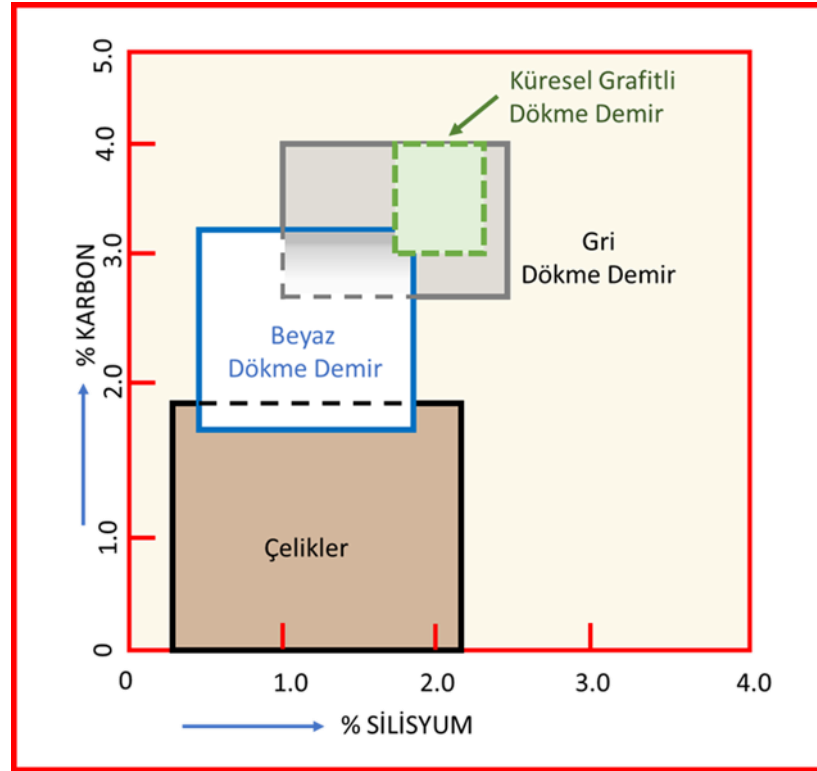
Bugüne kadar metalografik yöntemlerle dökme demirlerle ilgili yeni bilgiler elde edildikçe, mikroyapısal özellikler esas alınarak da sınıflandırmalar yapılmıştır. Günümüzdeki en başarılı sınıflandırma döküm mikroyapısına göre yapılan sınıflandırma olmaktadır (Şekil 2.3.). Dökme demir yapısında grafitler; lamelli (yapraksı), küresel, yumru veya temperlenmiş halde bulunmaktadırlar. Matriks fazları ise; ferritik, perlitik, ferritik-perlitik, östenitik, martensitik veya iğnesel yapıda olabilmektedir (ASM Metals Handbook, 1990).



Şekil 2.3. Dökme demirlerin mikroyapıya göre sınıflandırılması

Demir dökümlerde mikroyapıyı kontrol eden başlıca dört faktör bulunmaktadır. Bunlar; karbon içeriği, alaşım elementi veya emprüte miktarı, soğuma hızı ile dökümden sonraki ısıl işlemlerdir.

Bu değişkenler karbonun türünü ve morfolojisini de kontrol ederler. Karbon sementitle bileşik halde veya farklı grafit şekilleri ile serbest karbon olarak bulunabilir. Bu çerçeveden bakıldığında dökme demirler 5 sınıfta toplanabilirler.



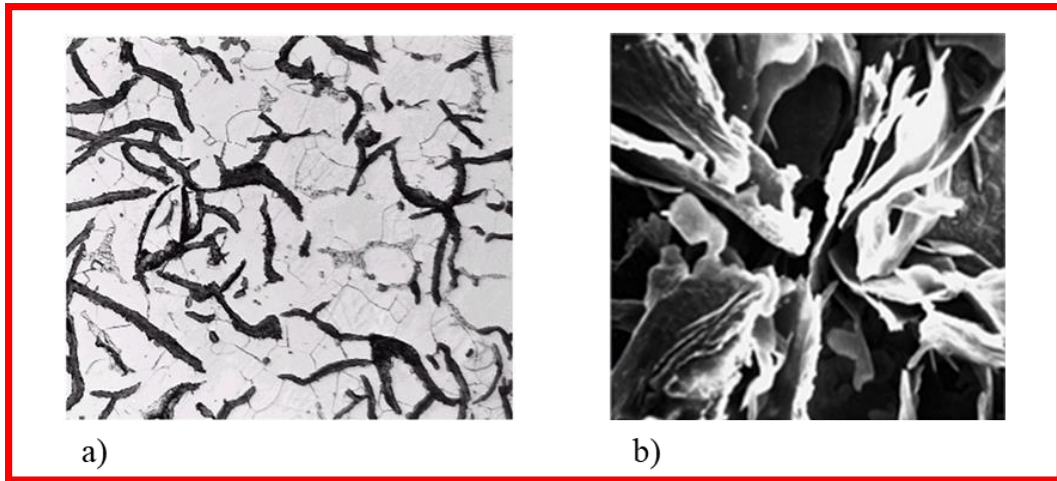
Şekil 2.4. Farklı Türlerdeki Dökme Demirlerin ve Çeliklerin, Karbon, Silis Miktarları (Cevher Ö. 2006).

Dökme demirler, Fe-C-Si alaşımı olarak da bilinirler (Şekil 2.4.). Yüksek karbon içeriklerinden dolayı süneklikleri düşük olup, kırılğan bir yapıya da sahiptirler. Bu sebeple sıcak veya soğuk şekilde, plastik olarak şekillendirilmeleri mümkün değildir. Bu negaitf özellikleri olmasına rağmen dökme demirler; yüksek mukavemetleri, aşınma ve korozyon dirençleri ve yüksek işlenebilirlik kabiliyetleri ile oldukça geniş bir kullanım alanına sahiptir (Cevher Ö. 2006).

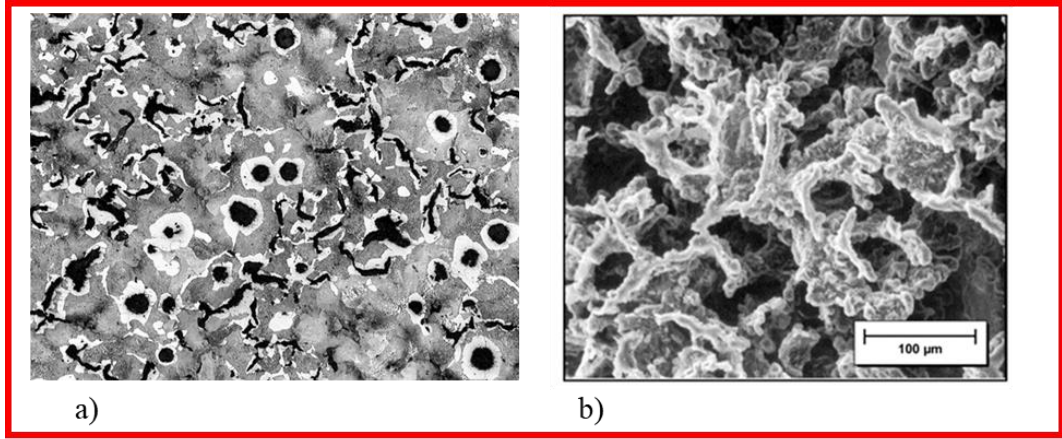
2.1.2. Dökme demirlerin yapı ve özellikleri

Dökme demirlerin mekanik ve fiziksel özellikleri mikroyapılarına bağlı olarak değişiklik gösterir. Dendritik yapı, kompozit malzemelerdeki takviye fiberlere benzer şekilde yapıyı güçlendirir. Bu güçlendirici etki; bileşim, yapı, süreklilik ve yapısal inceliğe bağlıdır. Yüksek döküm sıcaklıkları, yüksek sıvı sıcaklık gradyanı, yönlendirilmiş katılaşma, düşük büyüme hızı ve düşük eriyen oranı bu şartları sağlar. Dendritik yapının özelliği, östenitin bileşimi ve soğuma hızlarına bağlı olarak gelişen perlit dönüşümünden de çok etkilenir. Alaşımız gri dökme demirler tiplerinde ferrit

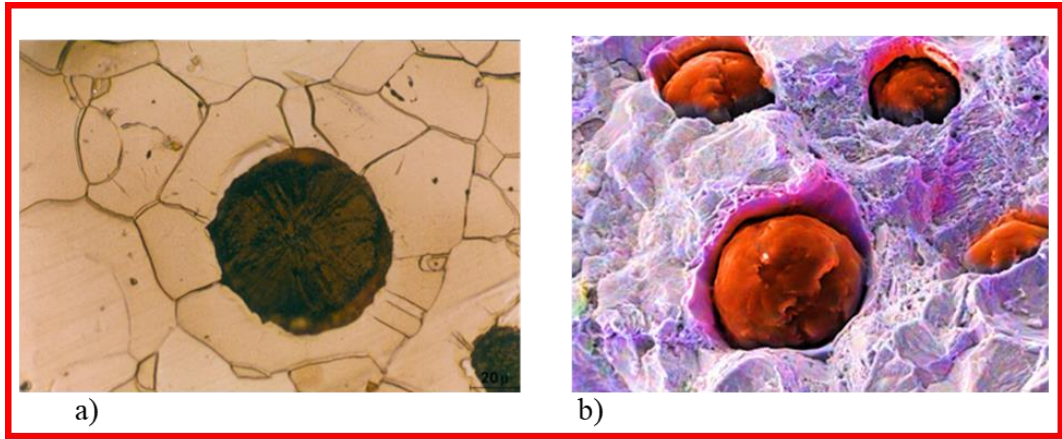
ve grafit oluşumu, düşük soğuma hızlarında, yüksek silisyumlu alaşımlarda, yüksek karbon eşdeğeri ve ince grafit çekirdeklenmesi şartları altında gelişir. Elde edilen düşük soğuma hızı karbon difüzyonu için yeterli süreyi temin ederken, silisyum içeriği, grafit oluşumunu hızlandırır. Alaşımın mukavemetini arttıracak olan perlit oluşumu yüksek soğuma hızı ve düşük karbon eşdeğeri şartlarının sağlandığında görülür. Diğer alaşım elementlerinden Mn, Ni ve Cr ile iz elementlerinden Cu, Sn, Sb ve As' de perlit oluşumunu hızlandırır. Östemperleme, küresel grafitli dökme demirlere uzama kabiliyeti ve yüksek mukavemet kazandırır. Bu şekilde dökme demirler, ziraat makineleri ve otomobillerdeki dövme çelik parçaların yerine kullanılabilir. Grafit yapısı dökme demirlerde mukavemetin düşmesine neden olur. Karbon eşdeğerinin yüksek olan bileşimlerde iri yapılı primer grafit oluşumu muhtemeldir. Ötektik reaksiyonun tipi ve grafit yapısı dökme demir özelliklerini birinci derecede etki eden bir değişkendir. Ötektik hücredeki ikincil faz olan östenit, mukavemet arttırıcı etkiye sahiptir. Mikroyapı ve mekanik özellikler; ilaveler, emprütelerin varlığı ve katılaşma şartlarından etkilendiği için aynı karbon eşdeğerindeki dökme demirden mikroyapı ve mekanik özelliklerde malzeme elde edilebilir. Bunun sonucu olarak, dökme demirler bileşim değil özellikleriyle tanınır ve sınıflandırılırlar (MEGEP E. N. 2011).



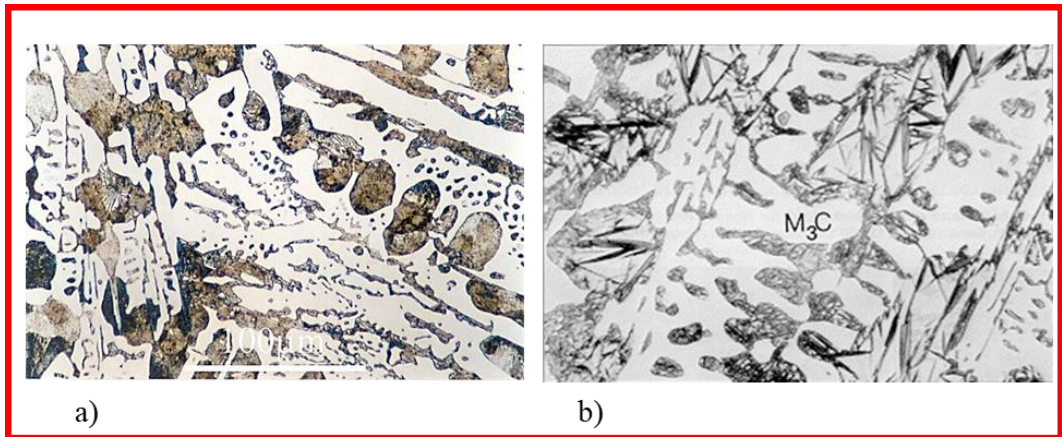
Şekil 2.5. Gri dökme demirin a) optik ve b) SEM mikroyapısı.(Ozel, A. 2020)



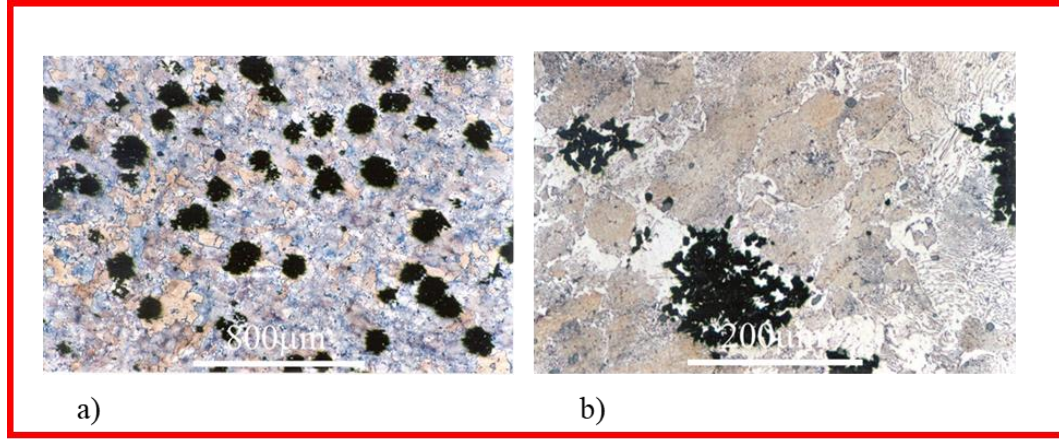
Şekil 2.6. Vermiküler dökme demirin a) optik ve b) SEM mikroyapısı



Şekil 2.7. Küresel grafitli dökme demirin a) optik ve b) SEM mikroyapısı(Ozel, A. 2020)



Şekil 2.8. Beyaz dökme demirin a) optik ve b) SEM mikroyapısı, Ötektikaltı bileşimde, dendritik ostenit büyüme ve dendritler arası ledeburit oluşumu görülmüştür(Ozel, A. 2020)



Şekil 2.9. Temper dökme demirin a) optik ve b) SEM mikroyapısı. Ferrit içinde oluşmuş rozet grafit kristalleri(Ozel, A. 2020)

2.2. Küresel Grafitli Dökme Demir

7 Mayıs 1948 tarihindeki Amerikan Dökümcüler Cemiyetinin bir toplantısında H. Morrogh tarafından yeni bir döküm malzemesi olarak tanıtılmıştır. Bu çalışmadan bağımsız bir şekilde İngiltere'deki British Cast Iron Research Association (BCIRA) Seryum (Ce) kullanımıyla ve Amerika'daki International Nickel Company de Magnezyum (Mg) kullanmak suretiyle Küresel Grafitli Dökme Demir'i elde etmiştir. International Nickel Company perlit yada karbür yapıcı elementler üzerine yaptığı çalışmalarda akla gelen tüm elementlerin yanında magnezyumun da etkileri araştırılmıştır. Nisan 1943'te %3.2 karbon, %1.75 silisyum ve %1 nikel içeren (sınıf 40, GG 28) dökme demir ile diğer bir dökme demire (%3.5 C, %2.25 Si ve %2 Ni, (sınıf 20, GG 14), 80-20 NiMg alaşımı kullanarak kalıcı magnezyum miktarının % 0.15, % 0.3, % 0.4 ve % 0.5 seviyesinde sonuçlanacak şekilde ilave edilmiştir. Bu işlemi takiben pota içinde %0.5 FeSi 85-15 alaşımı ile aşılama işlemi yapılarak, deney çubuk numuneleri dökülmüştür.

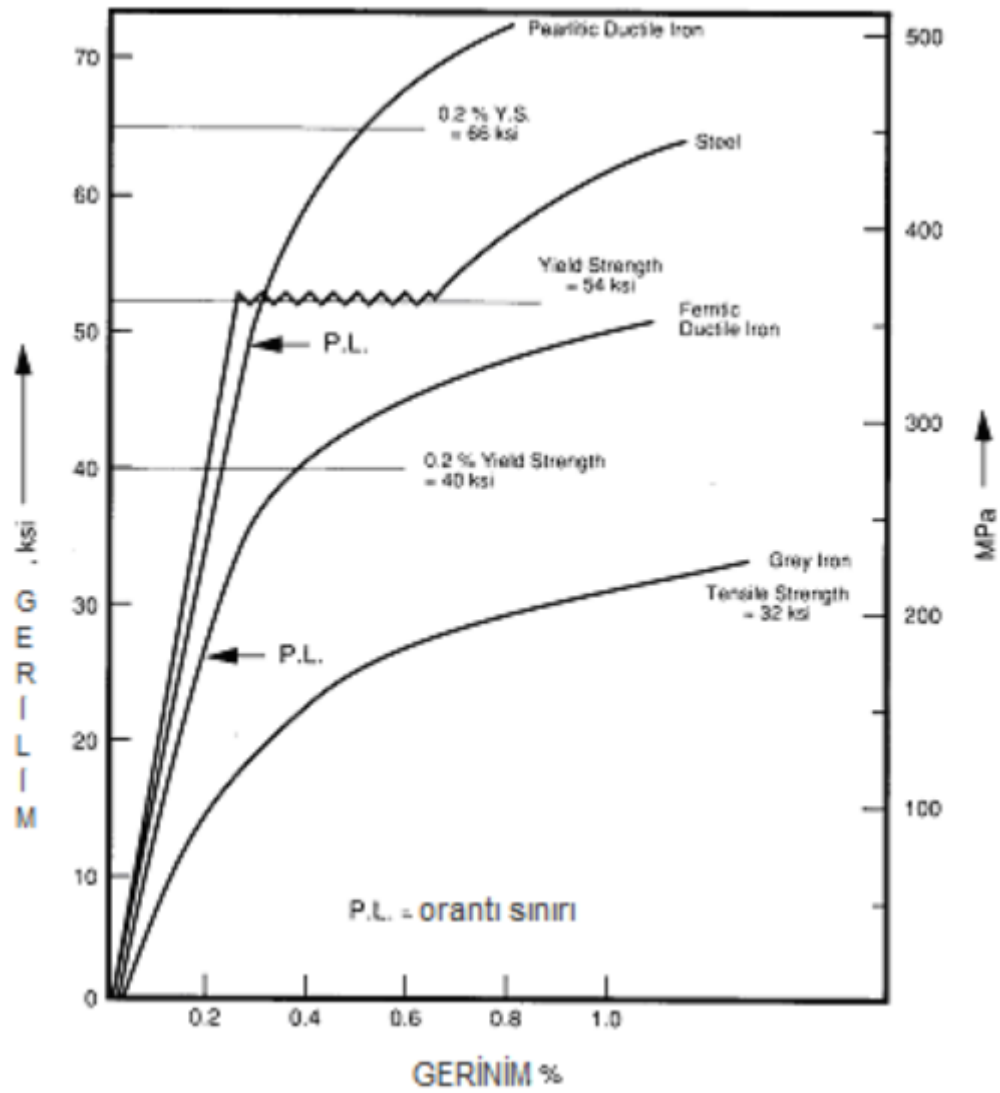
Çekme mukavemeti deneyleri sonucunda, sadece dökme demirin mekanik özelliklerinin yüksek değerlere ulaştığını göstermemiş, yeni bir malzemenin üretilmiş olduğunu ortaya koymuştur. Çekme dayanımı 13 kg/mm² olan dökme demir malzemenin magnezyumla (kalıcı %0,5) işlemi sonrası bu değer; 72 kg/mm² ye yükselmiştir. Metalografik incelemeler grafitin lamel şeklinde değil o zamana kadar görülmemiş bir şekilde "küresel" bir şekle sahip olduğu ortaya koymuştur.

Küresel grafitli dökme demirler bütün kesit ölçülerinde üretilebilmektedir. Fakat çok ince ve sünek kesitler üretmek her zaman mümkün değildir. İnce kesitler sünekliliği geliştirmek için ısıtma işlemi gibi üretime ilave termal çevrimlere gereksinim duyarlar. Küresel grafitli dökme demirler de gri dökme demir gibi mükemmel akışkanlığa sahiptir. Hatasız yani genel anlamda çekinti boşluksuz dökümleri elde etmek ve ince kesitlerdeki keskin kenarlardan ve sementit oluşumlarından kaçınmak çok dikkatli bir süreç kontrolü gerektirir.

Küresel grafitli dökme demir genellikle Mg ve bazen Ce içeren bir katkı elemanı ile düşük kükürtlü sıvı dökme demirin işlemi ile üretilir. Genellikle Si içeren aşılama kullanılarak dökümden hemen önce ve/veya döküm esnasında aşılır. Bu şekilde yüksek karbon içeriğine sahip, yapısında küresel grafitler olan, mekanik özellikleri de çelik döküm malzemelerle hemen hemen özdeş, üretim yöntemi olarak da dökme demir karakterine sahip yeni bir malzeme endüstriye kazandırılmıştır. Bu özellikler, malzemeyi dizayn mühendislerinin seçiminde özel bir malzeme yapar (Arda İ. 2010).

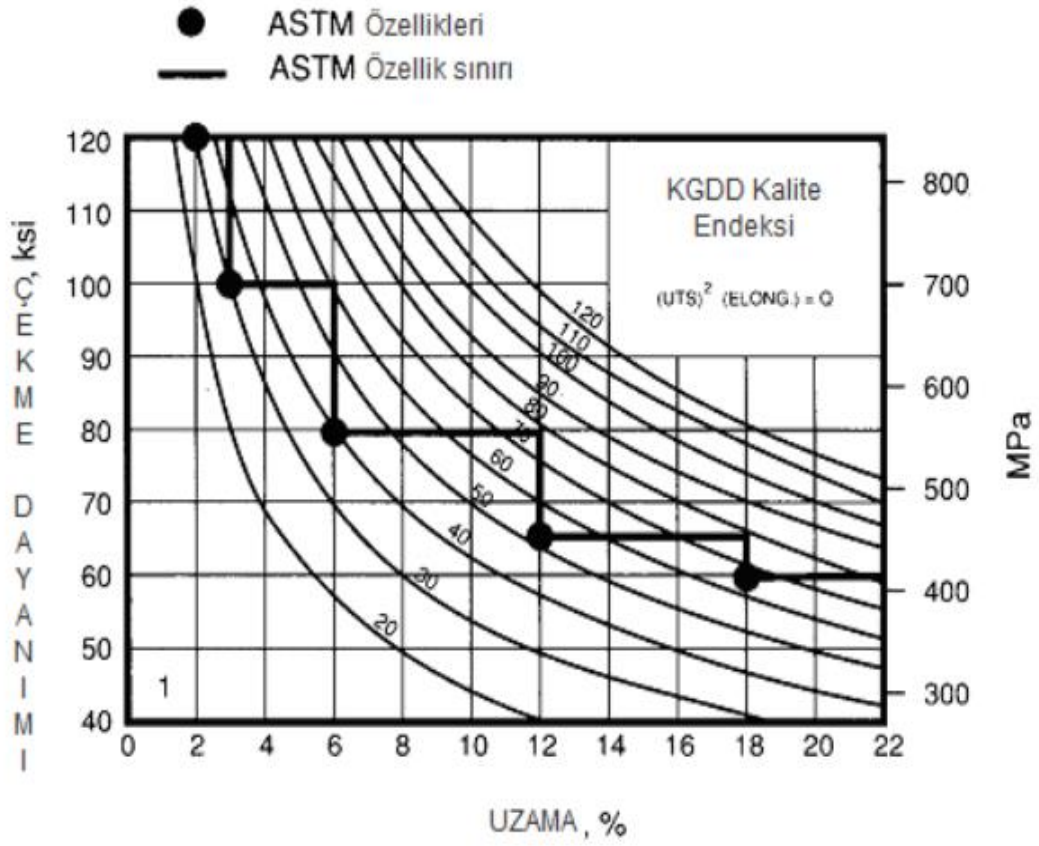
2.2.1. Küresel grafitli dökme demirlerin özellikleri

Küresel grafitli dökme demirlerin mekanik özellikleri genellikle alaşımlandırmaya bağlıdır. Cu veya Ni ilavesi ile çekme dayanımı, tokluk ve sertliği artırılabilir. Diğer elementlerin ilavesiyle korozyon ve oksitlenme direnci artırılabilen küresel grafitli dökme demirler gerilim giderme haricinde ısıtma işlemleri de uygulanabilen tek dökme demir çeşididir (Sorel M.a 1990).



Şekil 2.10. Gerilim/gerinim tablosu (Sorel M. 1990).

Küresel grafitli dökme demirler tokluk ve elastikiyetleri ile diğer dökme demirlerden ayrılırlar. Sınıf ve alaşımına göre değişebilen küresel grafitli dökme demirler %25 e varan kopma uzamaları gösterebilirler.



Şekil 2.11. KGDD sınıfları ve çekme/uzama dayanım eğrileri (Sorel M.a 1990).

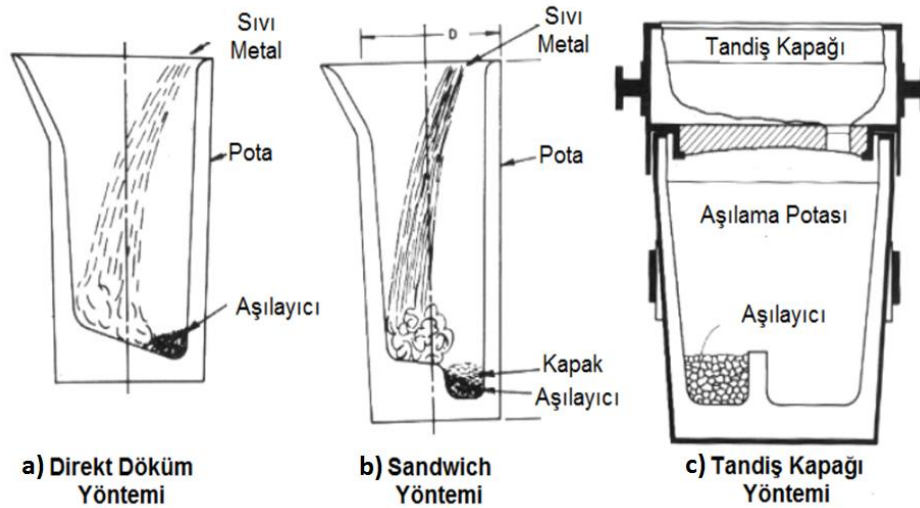
2.2.2. Küresel grafitli dökme demirlerin kimyasal özellikleri

Küresel grafitli dökme demirlerde kimyasal kompozisyon ve özellikler genel anlamda çok fazla değişmese bile alaşım elementlerinin, mikroyapı karakteristiğine ve genel mekanik davranışlarına çok büyük etkisi vardır. Temelinde; demir, karbon, silisyum, mangan ve eser miktarda magnezyum içeren küresel grafitli dökme demirlerde karbon oranının artması ile birlikte nodül sayı ve büyüklüklerinde artış olur. Aynı zamanda karbon oranındaki artış plastik deformasyon bölgesinin azalmasına yani sünekliğin düşmesine de sebep olur. Silisyum miktarının en büyük etkisi sünek-gevrek geçiş sıcaklığını değiştirmesidir. Geleneksel küresel grafitli dökme demirlerde, düşük sıcaklıklarda en iyi tokluğu elde etmek için silisyum içeriği minimumda tutulmalıdır. Ferritik yapıdaki sünek bir küresel grafitli dökme demir malzemeyi elde edebilmek için saflığı iyi derecede olan yani perlit yapıcı elementleri içermeyen şarj malzemeleri kullanılmalıdır. Sıvı metal için dikkatli ergitme,

bekletme ve aşılama çekirdeklenme ve grafit oluşumunu olumlu etkileyecek, fakat silisyum içeriğinin azalması ile birlikte çekme dayanımı düşecektir. Bakırın düşük silikon miktarı ile birlikte kullanımı geçiş sıcaklığını 45°C düşürmektedir. %1 Nikel ilavesi geçiş sıcaklığını sadece 10°C düşürse de dayanımı dikkat çekici şekilde arttırmaktadır (Sorel M.a,b1990, Skaland T. 2003).

2.3. Küresel Grafitli Dökme Demirin Hazırlanması

Küresel grafitli dökme demirin diğer dökme demirlerle arasında ergitme yönünden bir fark yoktur. Fakat aşılama esnasında magnezyum ilavesi azaltacak etkenlerin oluşumundan ergitme esnasında kaçınılmalıdır (Sorel M.a 1990).



Şekil 2.12. a) Direkt döküm b) Sandwich yöntemi c) Tandış kapağı yöntemi (Skaland T. 2003)

2.4. Küresel Grafitli Dökme Demir Bileşimindeki Alaşım Elementleri ve Etkileri

Küresel grafitli dökme demir'in yapı ve özellikleri üzerinde bilinen tüm elementlerin etkisi olduğu söylenebilir. Pb, Bi, Sb, As, P, S gibi elementlerin zararlı etkileri nedeniyle istenmez. Mekanik özellikleri iyileştirmek üzere ilave edilen alaşım elementlerinden bazıları tek başına bazıları alaşımlandırılmış halde sıvı dökme demire ilave edilir. Başlıca bu elementler; Ni, Mo, Cr, Mn, V, Cu olarak sıralanabilir. Bu elementler, karbürlerin yüzde ve dağılımını, grafit şeklini ve matriks yapı özelliklerini etkilerler (Skaland T. 2004). Bu özellikler aynı zamanda parçanın et

kalınlığına ve bununla da ilişkili olarak soğuma hızına, bağlıdır. Üretimin tüm aşamalarında, yani hammadde seçiminden, parçanın kalıptan çıkarılmasına kadar bu özellikler değişime uğrayabilirler.

Karbon; Grafit kürelerinin sayısı karbon miktarına sıkı bir şekilde doğrudan bağlıdır. Karbon oranındaki artışla; akışkanlık ve besleme özelliklerini de iyileştirerek dökülebilirlik yeteneğini artırır.

Silisyum; karbon eşdeğerini doğrudan etkilediği için grafitleşme ve karbonun segregasyonu üzerinde önemli rolü vardır. Silisyum, karbon aktivitesini yükselten ve grafitin ayrışmasını kuvvetlendiren bir elementtir. Ötektoid dönüşümle oluşan ferrit miktarını ve sertliğini arttırmak suretiyle dökme demirin mukavemetle ilgili değerlerinde artış meydana getirir. Silisyum, ferrosilisyum olarak sıvı metale ilave edildiğinden grafit kürecikleri için çekirdekleştirici etki gösterir ve grafit sayısının kontrolünde etkindir (Brown J.R. 2000)

Bakır; sıvı dökme demirdeki çözünürlüğü ~ %3,5 dur fakat bu durum artan magnezyum miktarı ile düşer. % 3'e kadar grafit şekli üzerinde hiçbir olumsuz etkisi yoktur. Bakır içeriği, titanyum ve kalay gibi lamel grafit oluşum eğilimini arttıran ve mekanik özellikleri negatif olarak etkileyen elementlere karşı dökme demiri daha hassas duruma getirir. Aslen grafitleştirici bir elementtir. Miktarı arttıkça yapıdaki perlit miktarını artırır ve yapı tamamen perlitik olduktan sonraki bakır miktarındaki artış ile mekanik özelliklerdeki artış oranı azalır. Yüksek bakır miktarlarında dökme demir yapısı kırılganlaşır, akma mukavemeti artar ancak çekme ile sertlik değerleri düşer.

Kalay; güçlü bir perlit yapıcıdır fakat sementit oluşumunu tetiklemez. Ferritik küresel grafitli dökme demirlerde bulunmamalıdır. Küresel grafitli dökme demirlerde perlit fazı miktarı mangan, bakır ve kalay içeriğinin artmasıyla artmaktadır. Sertlik, çekme dayanımı ve akma sınırı kalay miktarı ile artmaktadır. % uzama değeri ise bakır ve kalay miktarının artması ile azalmaktadır.

Magnezyum: Grafitin küresel yapıda oluşması için gerekli magnezyum miktarı %0,02'den fazla olmalıdır. Aynı zamanda sıvı dökme demirdeki kükürt ve oksijeni gidermek için de kullanılır. İhtiyaç duyulunanın üzerinde magnezyum miktarı ise grafit şeklini bozucu ve küre sayısını azaltıcı etkiye sahiptir. (BCIRA, 2006 Broadsheet).

Nikel; küresel grafitli dökme demirlerde genel anlamda mukavemetini artırır. Sertleşebilme özelliğini arttıracığından ısıtılacak dökümlere özellikle ilave edilir. Bu içerikteki alaşımlar Ni-Resist malzemelerin temelini oluşturmaktadırlar.

Krom; en kuvvetli karbür yapıcı elementlerden birisidir. Ferritik küresel grafitli dökme demir içeriğinde %0,03'ün mutlaka altında olmalıdır. Perlitik sınıfların üretiminde ise diğer karbür yapıcı elementlerin oranına bağlı olarak yaklaşık % 0,06'ya kadar bulunabilir.

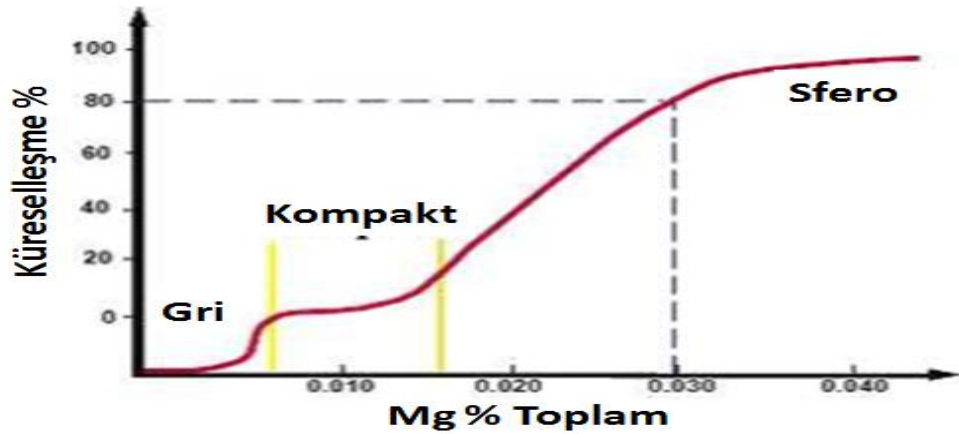
Fosfor; aslında tüm dökme demir sınıflarında "steadit" (Fe_3P) denilen ve çok kırılğan bir bileşiğin oluşumuna neden olur. Tokluğu, sünekliği ve bunlara bağlı plastik şekil değiştirebilmeyi olumsuz etkilediği gibi kaynaklanabilirliği de kötü yönde etkiler. Çekme mukavemeti, akma mukavemeti ve sertlik fosforun artmasıyla artış gözlenirken uzama değerinde düşüş gözlenir.

Kükürt; manganla yaptığı bileşik olan MnS , grafit oluşumunda çekirdek rolü oynar. Mn / S oranı ferritleşme eğilimini etkiler. Yüksek kükürt miktarı, küreleştirici amaçlı ilave edilen $FeSiMg$ miktarınında yükseltilmesini yada aşılama öncesi ilave edilerek düşürülmesi gereğini ortaya çıkarır.

Mangan; Perlit oluşturmada rol oynayan önemli bir alaşım elementidir. Mangan, kükürt'ün olumsuz etkisini dengelemek için kullanılır. Mangan bulunmazsa tane sınırında $985^{\circ}C$ 'de ergiyen demir-sülfür ötektiği oluşur. Kükürt miktarı mangan kullanarak dengelenirse mangan sülfür tane içerisinde dağılmış halde bulunur ve grafit çekirdeklenmesinde kritik rol oynar.

2.5. Küreleştirme İşlemi

Ferro-Magnezyum; kalsiyum (Ca), seryum (Ce) ve bazı nadir toprak metalleriyle birlikte küreleştirme işlemi için en ideal ve ekonomik malzemedir. Küreselleşmeyi sağlamak için gerekli magnezyumun miktarı, sıvı dökme demirin başlangıç bileşimindeki kükürt(S) ve oksijenin(O) miktarlarına doğrudan bağlıdır. Magnezyumla işlem sırasında, sıvı dökme demir sıcaklığı 1540-1560 °C civarındadır ve bu sıcaklık magnezyumun buharlaşma sıcaklığından oldukça yüksek olduğu için sıvı metal ile temas eden magnezyum(Mg) aniden buhar hale gelir. Magnezyum'un işlem verimi, hava ile temas etmeden önce, magnezyum buhar halinde içinden geçerek yükseldiği sıvı metal yüksekliğine bağlıdır. Reaksiyonun şiddetini azaltmak için ve optimum metalurjik şartların sağlanmasında diğer bazı elementlerle alaşımlandırılır. Şekil 2.13.'de magnezyumun küreselleşmeye etkisi görülmektedir.



Şekil 2.13. Magnezyumun küreselleşmeye etkisi (Ecob. C.M. ve Hartung. C. 2004)

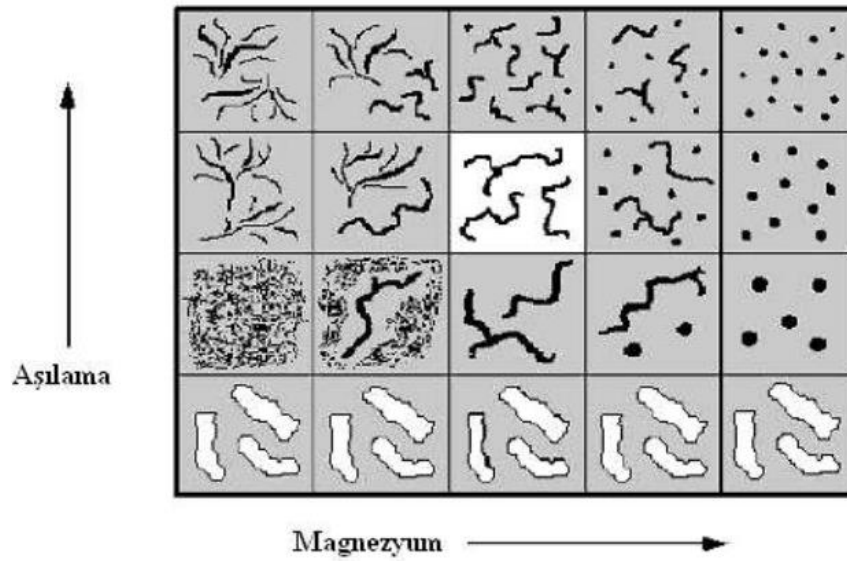
2.6. Aşılama

Aşı malzemesi sıvı metale, belli oran ve kurallar dahilinde; grafit yapısının oluşumu ve gelişimini sağlamak üzere, karbür oluşumunu kontrol altında tutmak suretiyle mekanik özellikleri iyileştirmek, ötektik yapıyı güçlendirmek ve çoğaltmak, çekirdeklenme sağlayarak da grafitin kristalizasyon ve büyümesinde heterojen çekirdekleyici altlık malzeme olarak, döküm parçanın farklı kesitlere sahip kısımlarının arasında uyumu sağlamak üzere ilave edilmektedir. Dökme demirlerde

aşılamanın etkisi ile çekirdeklenme merkezleri sayı olarak artacağından karbon atomlarının daha kısa mesafelere ulaşabilmesi için yeterli zamanı bulacaktır. Böylelikle ince taneli küçük grafit parçaları oluşur ve dökme demirde kesit hassasiyeti azaltılarak grafitin oluşumu kontrol edilmektedir.

Küresel grafitli dökme demirde kullanılan en verimli aşı malzemeleri ferro-silisyum alaşımlardır. En çok bilinenleri % 50 - % 80 silisyum içerenlerdir. Bazı aşı malzemelerinin kimyasal içerikleri Çizelge 2.6 da verilmiştir (Skaland. T. 2001).

Aşılama için hangi oranda ilave edileceği; sıvı metal bileşimi, döküm sıcaklığı, dökülen parça kalınlığı, kalıp malzemesi, ergitme ortamı ve döküm süresi gibi çok sayıda değişkene bağlıdır. Çok sayıda değişkenin varlığı, sabit bir aşılama oranının tespitini imkansızlaştırmaktadır. Küresel grafitli dökme demirle yapılan deneyler % 75 veya % 85'lik ferrosilisyum'un % 0,5-1,0 (döküm parça kesit kalınlığına göre) oranlarında ilavesinin en iyi sonuçları verdiğini göstermektedir. % 75 ferrosilisyum aşılama miktarlarının artırılması küresel grafit miktarını artırır. Aşılama kesit kalınlığı arttığı zaman katılaşma süresi de artacağından daha etkili olur. Aşılama için değişik yöntemler mevcuttur, başlıcaları: potada, olukta ve kalıp içi aşılmasıdır. Aşılamanın yapılacağı zamanın kaba bir yaklaşımla tayini şöyle yapılabilir; aşılama ilavesi potanın dibinde 10-15 cm sıvı metal varken yapılır ve böylece hızlı ergitme ve sıvı metalle tamamen karışma kolayca gerçekleşir. Dökümhanelerde genellikle aşılama maddesi Mg ile beraber ilave edilir. Şekil 2.14.'te magnezyum ve aşılamanın mikroyapıda yaptığı değişim gösterilmektedir (Campbell. J.2003).



Şekil 2.14. Magnezyum ve Aşılamanın mikroyapıda neden olduğu değişimler (BCIRA, 2006)

Aşılama maddesinin boyut aralığı nispeten daha hızlı ergiyecek seviyede ince ve hemen hızlı bir şekilde okside olmayacak ve aniden patlamaya neden olmayacak kadar iri olmalıdır. Genel olarak iyi bir sonuç elde etmek için mümkün olduğu kadar geç aşılama yapmak gerekir, aşılama sonrası geçen zamanla aşılamanın etkisinin kaybolmasına, aynı zamanda ısı kaybına ve azalan ısı da grafit küre sayısını azaltmaktadır. Aşılama sıcaklığı ne kadar yüksek olursa aşılama verimi de o kadar düşük olur. Dolayısıyla aşılamanın mümkün olan en düşük sıcaklıkta ve en son anda yapılması en uygun sonucu verir (BCIRA, 2006)

2.7. Yeni Nesil Yüksek Silisyumlu Küresel Grafitli Dökme Demirler

K.G.D.D. malzemelerin mekanik özellikleri mikroyapısına (% ferrit ve perlit), mikro yapısı da kimyasal bileşim ve bölgesel (kesitsel) soğuma hızına bağlı olarak değişir. Soğuma hızının yüksek olduğu kesitlerde perlit oluşum eğilimi artarken, büyük hacimli bir dökümde yüzeylerdeki soğuma hızı yüksek (daha çok perlitik), iç kesitlerde ise (daha çok ferritik) yavaştır. Segregasyon mekanizmasının varlığı, geç katılaştıran iç kesitlerde perlit yapıcı element dağılımını arttırsada genellikle soğuma hızı farkı baskın gelerek dökümün sertlik dağılımı 170-230 HB aralığında değişkenlik göstermesine neden olur. Bu durum dökümü takip eden talaşlı imalatta kesici/delici takım ömrünün kısılmasına neden olur (Trudel A. 1997).

Geleneksel KGDD malzemelerin, mekanik özelliklerini geliştirmede en fazla öne çıkan işlem, katı çözeltili mukavemetlendirmesi mekanizmasının uygulanmasıdır. Bu mukavemetlendirme için küresel grafitli dökme demire geliştirilecek malzeme sınıfına göre değişen ve mekanik özelliklerin bozulmaya başladığı miktarla sınırlandırılmış oranlarda Silisyum ilave edilmesiyle gerçekleşir. (Darwish, N. 1993, Bjorkegren, L.E. 2000)

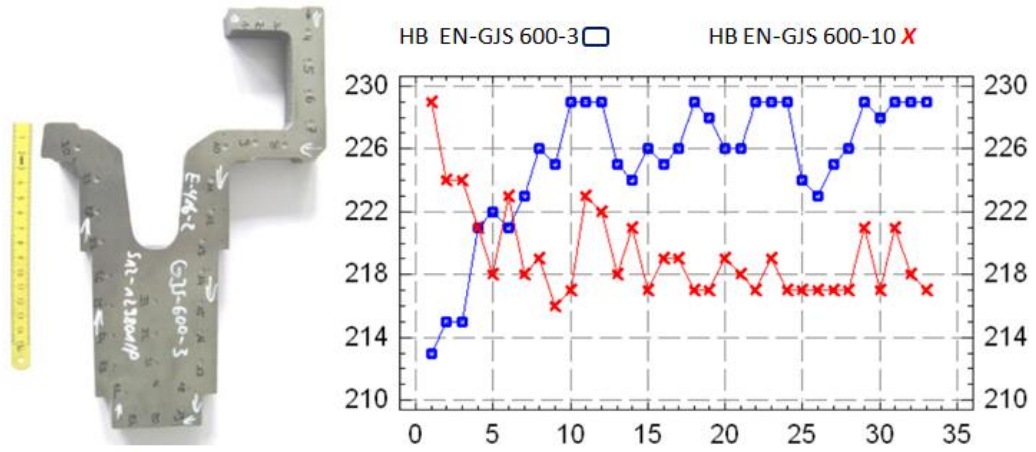
30 yıl kadar önce, A.B.D.'de yapılan çalışmalarda yüksek silisyumlu küresel grafitli dökme demirler malzemeler Kovacs ve arkadaşları tarafından üretilmiş, 1984 yılında "Yüksek mukavemetli ferritik küresel grafitli dökme demir parçaların üretimi" isimli çalışmaları için patent almışlardır (Kovacs, B. V. 1984).

İlk kez 1998'de İsveç standardında (SS 140725) yer alan bu malzeme Uluslararası Standart Organizasyonu (ISO) tarafından da ISO 1083 standardında yer almıştır. Güncel olarak, EN 1563:2011 standardının içerisinde, katı çözeltili mukavemetlenmeli küresel grafitli dökme demirler başlığı altında yer almaktadır (Herfurth K. 1985, Larker R. 2009, EN 1563 2011)

Silisyum kuvvetli bir grafit yapıcıdır ve bu sayede sıvı metalde çözünmüş karbonun yüksek oranda grafit olarak ayrışmasına ve KGDD'in yapısının tamamen ferritik olmasını sağlar. Ayrıca silisyum atomları kristal yapı içinde demir atomlarının yerini almak suretiyle, yer alan katı çözeltili oluşturmaktadır. Bu tür katı çözeltili oluşumunda çözünen Si atomları kristal kafes içerisinde çözen Fe atomlarının yerini alacak kadar büyüktür ($r_{Si} = 0.118 \text{ nm}$, $r_{Fe} = 0.124 \text{ nm}$). Si ve Fe atom yarıçaplarındaki farktan dolayı kristal latis çarpılır ve sonuç olarak dislokasyon hareketi zorlaşır yada başka bir deyişle dislokasyon hareketi için daha büyük enerji gereksinimi gerekli hale gelir.(J. Mallia & M. Grech 1997).

Bu şekilde elde edilen tek fazlı bir matriks yapı sayesinde, katı çözeltili ile perlitin, mukavemet ve sertlik artırıcı etkisi artık olmayacağından ve malzemenin kesit içerisindeki sertlik dağılımı ~60 HB'den (170-230 HB) ~30 HB'e düşer. Bu da talaşlı imalat ta, işleme süre ve maliyetinden kazanç demektir (U. de la Torre 2014) Döküm

malzeme olarak imalatı da geleneksel sınıflara göre nispeten daha düşüktür (Wolfram S. 2012) Şekil 2.15.'te 600MPa çekme mukavemetine sahip, yani aynı dayanım sınıfındaki geleneksel (EN GJS 600-3) ve yeni nesil (EN-GJS-600-10) malzemelerden üretilmiş, geometrik olarak birebir aynı parçanın aynı kesitinden alınan sertlik dağılımı görülmektedir. Ferritik-perlitik matrikse sahip geleneksel malzemede, yüzeyde ve iç kesitlerdeki soğuma hızı farkına bağlı olarak, soğuma gradyanına benzer bir sertlik dağılımı oluşmaktadır. Yeni nesil dökme demirlerde matriks tek fazlı olduğundan sertlik soğuma hızından (döküm katılaşması sürecinde) bir parça içerisinde etkilenmez (Glavas, Z. 2016, Erturk S. 2020a).



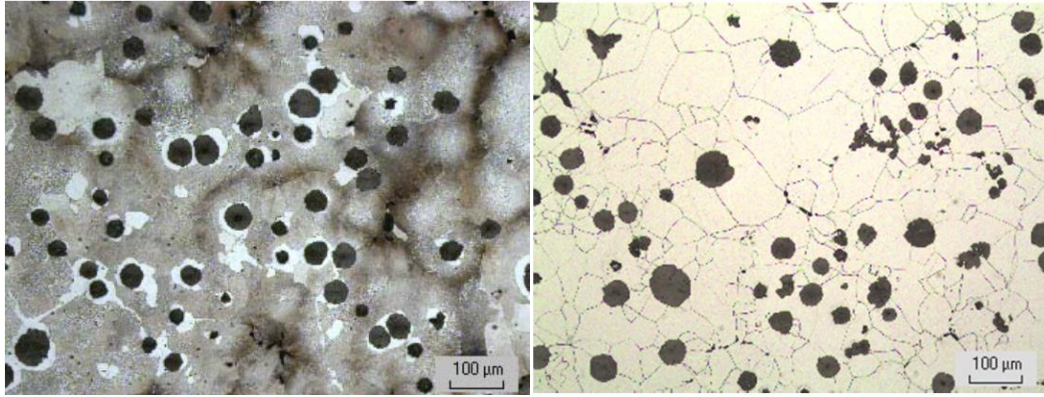
Şekil 2.15. 600MPa Çekme Mukavemetine sahip geleneksel ve yeni nesil dökme demir malzeme ile üretilmiş bir parçadaki sertlik dağılımı (Wolfram S. 2012)

Bunun yanında ferritik matrikse ait mukavemet, ferritik/perlitik yapıdaki ferritin mukavemetine kıyasla %70'e varan artış gerçekleşmiş ve sonuç olarak yeni nesil yüksek silisyumlu yeni nesil ferritik küresel grafitli dökme demirler, geleneksel küresel grafitli dökme demirlerin yerine kullanılabilir duruma gelmiştir (Bayati, H 1995).

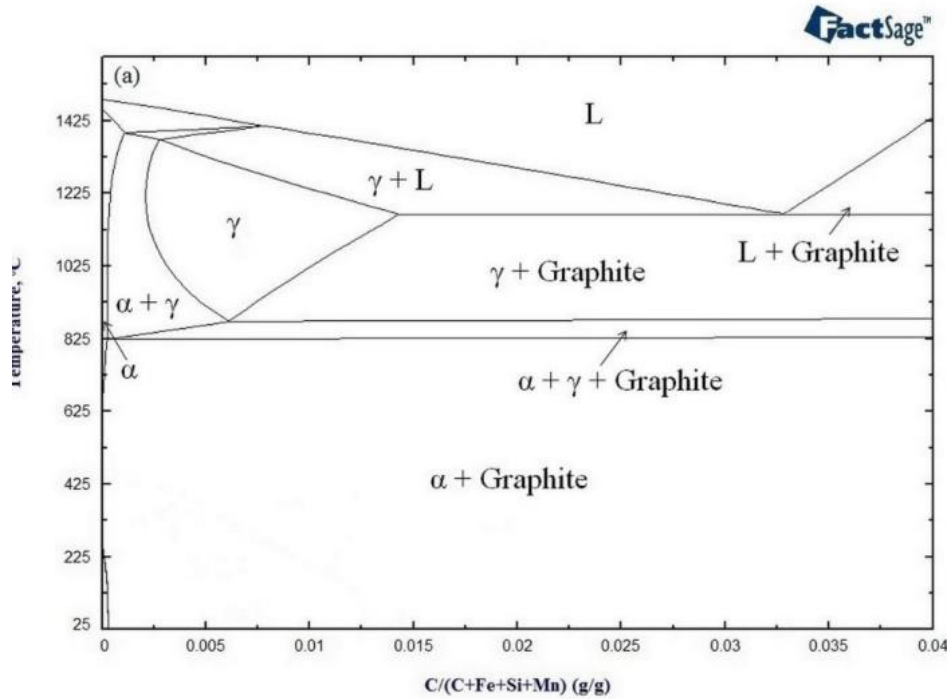
2.7.1. Kimyasal bileşim ve mikroyapı

Geleneksel KGDD'lerde; ferritik, ferritik/perlitik ve perlitik mikroyapılı küresel grafitli dökme demirler in kimyasal bileşimlerinde %1,8-2,8 silisyum varken, yeni nesil küresel grafitli dökme demirlerinkinde %2,8- 4,5 aralığında silisyum vardır.

Karbon miktarı, bileşim ötektikaltı kalacak şekilde karbon eş değerini sabit tutmak üzere geleneksel KGDD'lere göre daha düşüktür. Diğer elementlerin miktarı ferritik yapıdaki geleneksel KGDD'lerle birbirine yakındır (Erić, O. 2006). Ancak perlit yapıcı element içeriğindeki sınırlamalardan dolayı perlitik ve ferritik-perlitik sınıflardan farklılık gösterir. Matrikste ferrit baskın olması koşuluyla, perlit oranı en fazla %5'e ve serbest sementit fazı oranında en fazla %1'e kadar izin verilebilmektedir (Trudel A. 1997).



Şekil 2.16. 600MPa Çekme Mukavemetine sahip geleneksel ve yeni nesil dökme demir malzeme ile üretilmiş bir parça kesitindeki mikroyapılar(Wolfram S. 2012)



Şekil 2.17. Yüksek silidyumlu dökme demir bileşiminde hesaplanan modifiye demir karbon faz diyagramı (Yurekturk Y. 2018)

2.7.2. Mekanik özelliklere göre sınıflandırma

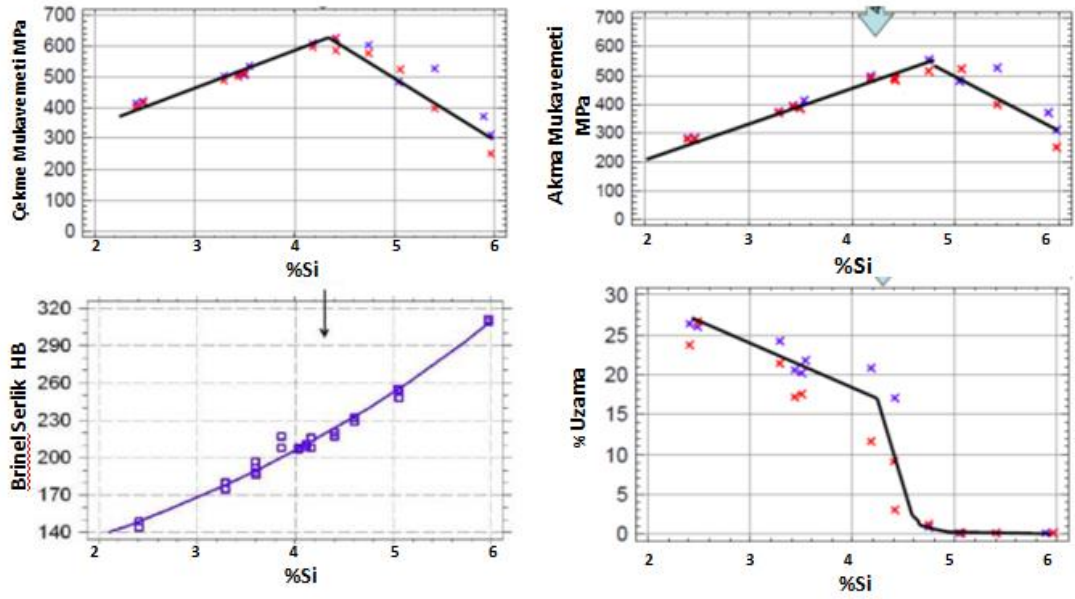
Yeni nesil KGDD malzemelerin mekanik özellikleri çizelgedeki gibi, EN 1563:2011 standardında sınıflandırılmıştır.

Tablo 2.1. EN 1563:2011 standardına göre katı çözeltili mukavemetlendirmeli küresel grafitli dökme demirlerin sınıflandırılması (EN 1563, 2011).

Malzeme Sınıfı	İlgili Et Kalınlığı mm	%0,2 Akma Mukavemeti MPa	Çekme Mukavemeti MPa	% Uzama	Sertlik HB
EN-GJS 450-18	t≤30	350	450	18	170-200
	30<t≤60	340	430	14	
	t>60	Tedarikçi ve Müşteri Arasında Mutabakat Olmalı			
EN-GJS 500-14	t≤30	400	500	14	185-215
	30<t≤60	390	480	12	
	t>60	Tedarikçi ve Müşteri Arasında Mutabakat Olmalı			
EN-GJS 600-10	t≤30	470	600	10	200-230
	30<t≤60	450	580	8	
	t>60	Tedarikçi ve Müşteri Arasında Mutabakat Olmalı			

Bileşimdeki silisyum miktarı arttığında dökme demir malzemenin; mukavemet, kırılma ve sünek-gevrek geçiş sıcaklığı da artış gösterir. Şekil 2.18.'de silisyum içeriğinin döküm malzemenin mekanik özellikleri üzerindeki etkisini göstermektedir. Malzemenin kopma uzaması değeri, %4,3 silisyum'dan sonra büyük ölçüde düşüş göstermektedir. Bunun nedeni sünek-gevrek geçiş sıcaklığının artmasıyla ferritin kırılma olmasıdır. Bu değer silisyum miktarının üst sınırını belirlemektedir (Glavas, Z. 2016, J Sertucha 2012).

Yeni nesil küresel grafitli dökme demirlerin diğer mekanik özellikleri; Elastik modülü 170 GPa, Poisson oranı 0,28 – 0,29'dur. Yorulma dayanımının sınırı; parçanın yüzey kalitesi, çentik etkisi, yükün uygulanma şekli ve parçanın ebatları parametrelerine bağlıdır. Çentiksiz malzemenin yorulma dayanımı, çekme mukavemetinin ~0,45 katıdır. Kırılma tokluğu değerleri 65 MPa ile 75 MPa aralığında değişkenlik göstermektedir (J. Mallia 1997).



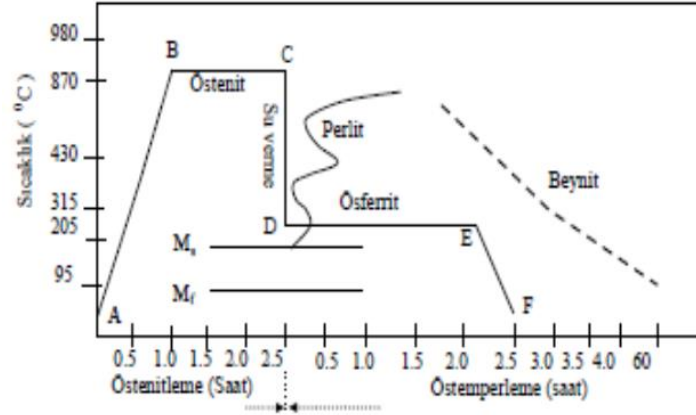
Şekil 2.18. Yüksek silisyumlu küresel grafitli dökme demirlerde silisyum içeriğinin malzemenin çekme, akma, sertlik ve uzamasına etkisi (IfG, Düsseldorf 2012)

2.8. Östempereleme

Östemperelemiş küresel grafitli dökme demirlerle ilgili yapılan çalışmalar özellikle son yıllarda oldukça ilgi uyandırmaktadır. KGDD malzemelere östempereleme ısıl işleminin uygulanmasının temel amacı; küresel grafitli ve etrafında ösferritik (yüksek karbonlu östenit + karbür içermeyen ferritik) matriks yapısına sahip bir malzeme elde etmektedir. Östempereleme ısıl işlemi genel anlamda iki adımdan oluşur (Putatunda, S.K. 2001). Birinci adımında malzeme 850 °C ile 950°C aralığında bir sıcaklık değerine kadar ısıtılır ve kesit kalınlığına göre 15 dk ile 120 dakika arasında bir süre bekletilir. Bekleme esnasında matriks yapısı tamamen östenitik olur. Östenitin karbon içeriği, belirlenen östenitleme sıcaklığına ve malzemenin kimyasal kompozisyonuna göre değişir. Östenitleme sıcaklığı ve süresinin seçiminde de kimyasal kompozisyon, mikroyapısal değişimi doğrudan etkilemektedir.

Yapı içerisindeki % perlit oranının artmasıyla östenitleme süresi azalmakta, bileşimdeki % Si oranının artışıyla artmakta ve küre sayısındaki artışla az da olsa azalmaktadır. Östenitleme sıcaklığının yüksek ve östenitleme süresinin uzun olması östenitin içerdiği karbon oranını arttırmakta ancak aksi durumda martenzitin oranı artmaktadır (Çelik, Ö. 2001)

İkinci adımda ise, östenitlenmiş malzemeye 250 °C ile 450°C aralığındaki bir sıcaklıkta hazırlanmış bir tuz banyosu içerisinde su verme uygulanır. Belirlenen sıcaklıklarda da 30dk - 4 saat aralığında bekletilen malzeme takiben oda sıcaklığına soğutulur. Östempereleme ısıl işleminin şematik döngüsü Şekil 2.19.'da gösterilmiştir (Çelik, Ö. 2001)



Şekil 2.19. KGDD'ler için uygulanan izotermal dönüşüm diyagramı (Çelik, Ö. 2001)

Matriks yapısı tamamen östenitik faza geçen numuneler, 250°C ile 450°C aralığında hazırlanan bir tuz banyosunda perlitik dönüşümü önleyecek bir soğuma hızında soğutulur ve seçilen sıcaklıkta değerinde yüksek karbonlu östenit fazı ve karbürsüz ferrit fazından meydana gelen ösferritik matriks yapının oluşması için 1 saat ile 4 saat arasında bekletilir. En son tuz banyosundan çıkarılan numune havada soğutularak oda sıcaklığına getirilir (Putatunda, S.K. 2001).

ASTM A897/A 897M-06 Standardına Göre Östemperelanmış KGDD Sınıfları ve literatüre geçmiş en yüksek kullanım sıcaklıkları Tablo 2.2.'de gösterilmiştir.

Tablo 2.2. ASTM A897/A 897M-06 Standardına Göre Östemperelanmış KGDD Sınıfları (ASTM A897/A 897M-06, Hayrynen, K.L 1999)

Çekme Mukavemeti (MPa/ksi)	Akma Mukavemeti (MPa/ksi)	% Uzama	Sertlik HB	Darbe Enerjisi JA	En Yüksek Kullanım Sıcaklığı
750/110	500/70	11	241-302	110	315 °C-600°F
900/130	650/90	9	269-341	100	315 °C-600°F
1050/150	750/110	7	302-375	80	300 °C-572°F
1200/175	850/125	4	341-444	60	290 °C-554 °F
1400/200	1100/155	2	388-477	35	280 °C-536 °F
1600/230	1300/185	1	402-512	20	260 °C- 500°F

Tablo 2.3. EN 1564:2011 Standardına göre Östemperlenmiş KGDD Sınıfları (EN 1564:2011)

Malzeme Sınıfı	ISO 17804	Akma Mukavemeti (MPa)	Çekme Mukavemeti (MPa)	% Uzama	Sertlik HB
EN-GJS-800-8	JS/800-10	500	800	8	260-320
--	JS/900-8	600	900	8	280-340
EN-GJS-1000-5	JS/1050-6	700	1000	5	300-360
EN-GJS-1200-2	JS/1200-3	850	1200	2	340-440
EN-GJS-1400-1	JS/1400-1	1100	1400	1	380-480
	JS/HBW450	1300	1600	--	min. 450

Alaşımız bir kompozisyona sahip K.G.D.D., perlitik dönüşümü önlemek amacıyla ~20 saniye, %0.5 Mo içeren K.G.D.D. 2 dakikada, %5 Mo ve %2,37 Ni içeren K.G.D.D. ise 10 dk içinde östenitlenmiş durumdan, östemperleme banyosuna aktarılmalıdır.

Önceki çalışmalar yaklaşık 350°C'nin altındaki sıcaklıklardaki tuz banyosunda oluşan yapı; ince ösferritik yapı, 350°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda ise kaba ösferritik yapının oluştuğu tespit edilip raporlanmıştır (Çelik, Ö. 2001).

Başlarda bu yapılar alt ve üst beynit yapıları olarak adlandırılrsa da üst beynitin çeliklerdeki görünümü itibariyle sınırlarında Fe₃C içeren dilimler halinde olduğundan, küresel grafitli dökme demirdeki yapı çelikteki yapıyan benzerlik göstermediğinden ösferrit olarak adlandırılmıştır. Çeliklerde beynit olarak adlandırılan yapı ferrit ve sementit karışımından oluşur. Bu yapı içerisindeki ferrit fazı çok yoğun bir şekilde dislokasyon içerdiği için, normal bir ferrit fazına kıyasla daha serttir. Küresel grafitli dökme demirlerde oluşan yapı ise östenit + ferrittir. Çünkü dökme demir içeriğinde sementit oluşumunu engelleyip, östenitte bulunan karbon miktarını arttırarak oda sıcaklığında kararlı halde olmasını sağlayan Si gibi bir element içermektedir (Kovacs B.V.1990,Özel A. 1994).

Östemperleme de kendi içinde iki kademedden oluşur. Birinci kademedde östenitik yapı; ösferrit ve karbonca yüksek östenite dönüşür. Dönüşüm ferritin östenit tane sınırlarında çekirdeklenmesi ve büyümesiyle başlar, büyüyen ferrit fazından atılan karbonun çevreleyen östenit içerisinde birikerek östeniti kararlı hale getirmesiyle

tamamlanır. İkinci kademedede ise birinci kademedede oluşan yüksek karbonlu östenit, termodinamik olarak daha kararlı olan ferrit ve karbür fazlarına ayrışır.

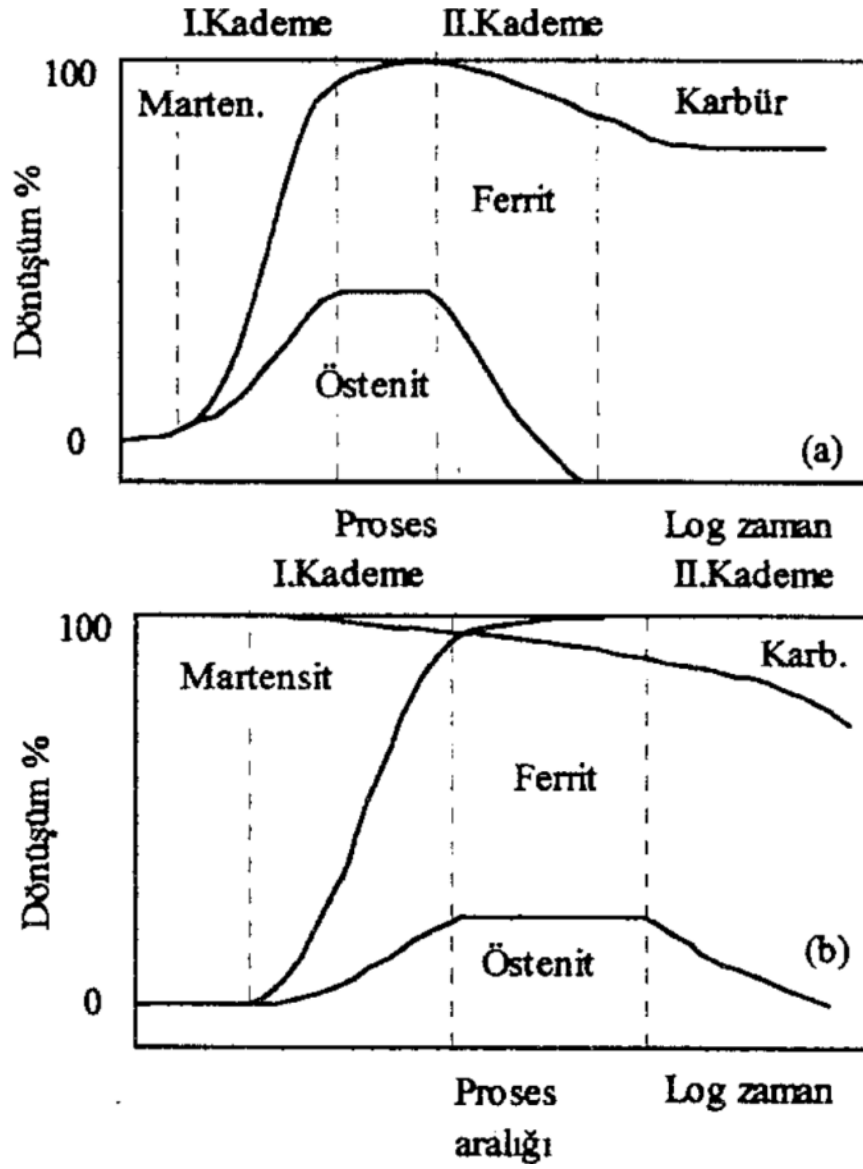
I. Kademe; γ (Östenit) $\rightarrow \alpha\delta$ (ösferrit)+ $\gamma y.k$ (Yüksek karbonlu östenit)

Östemperlemede dökme demirler, yüksek Si içeriği nedeniyle izotermal bekleme esnasında östenit fazı çeliklerdekinin aksine doğrudan beyitik ferrit + karbüre dönüşmez, ösferrit + yüksek karbonlu östenite (kararlı östenite) dönüşür (Bahmani, M. 1994).

I. Kademedede östemperleme süresi kısa tutulup oda sıcaklığına soğuma erken başlarsa, östenit karbona yeterince doymaz ve ösferrite dönüşümü tamamlanmadan martenzite dönüşür, oluşan martenzitik yapı sertliği arttırsada diğer mekanik özellikleri olumsuz etkiler.

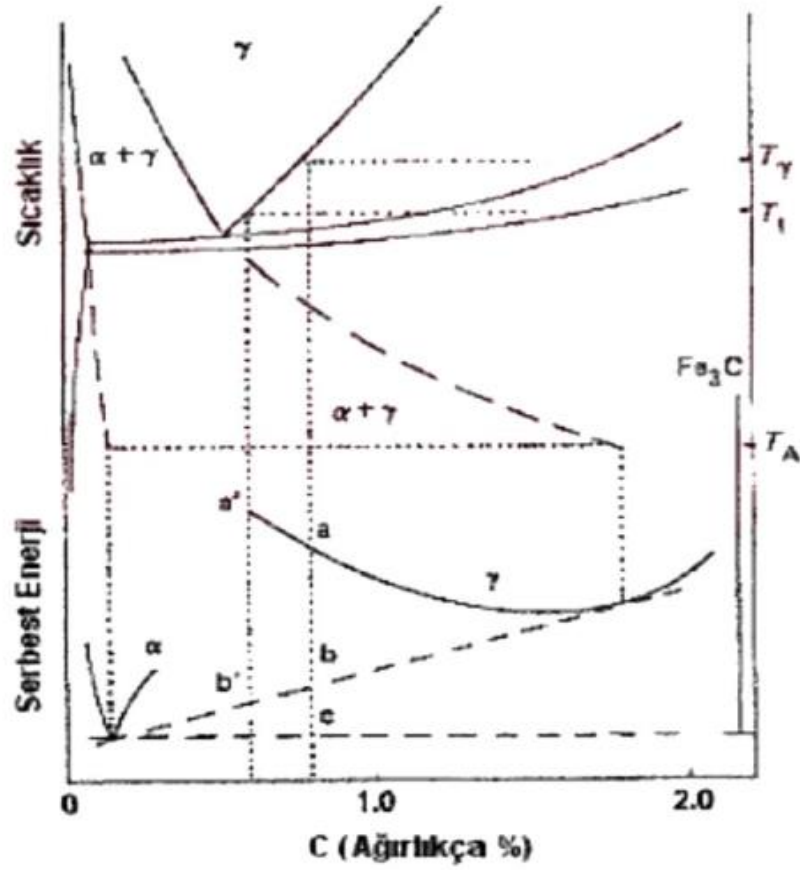
II. Kademe: $\gamma y.k$ (Yüksek karbonlu östenit) $\rightarrow \alpha$ (ferrit) + Karbür (Bahmani, M. 1994).

II. kademedede yüksek karbonlu östenit, ferrit ve karbüre dönüşür. Östemperleme süresinin uzun tutulmasıyla difüzyon kolaylaşır ve böylece yüksek karbonlu östenit içeriğindeki karbon atomları karbüre dönüşür ve östenit de ferrite dönüşür. Böylelikle östemperleme süresinin uzamasıyla, yüksek karbonlu kararlı östenit miktarı azalır fakat ferrit ve karbür miktarında artış olur. Karbürlerin varlığı malzemenin sünekliğini ve dolayısıyla tokluğunu düşürür fakat malzemenin sertliği ve dayanımı da artar (Bahmani, M. 1994). Bu nedenle östemperleme mekanik özelliklerin kötü etkilendiği II. kademe reaksiyon başlamadan sonlandırılmalıdır. I. kademenin tamamlandığı fakat II. kademe reaksiyonun henüz başlamadığı aralığa "proses aralığı"denir.



Şekil 2.20. Östenitleme Sıcaklığının ve süresinin östemperleme ısıl işlemine etkileri (Özel A. 1994).

Östenitleme sıcaklığı doğrudan östemperleme esnasında gerçekleşen faz dönüşümünün itici gücü üzerine etki eder ve böylece mekanik özelliklerin değişiminde önemli bir rol oynar. Düz bir mantıkla sıcaklık artışının faz dönüşümü için itici gücü arttıracığı söylenebilir fakat östemperlemenin kapsadığı iki adım ayrı ayrı düşünüldüğünde genel etkiden farklılık gösterir. Şöyle ki östenitleme sıcaklığı azaltıldığında, I. kademe reaksiyonu için gerekli itici güç artar ve daha hızlı dönüşümü sağlayarak daha fazla çekirdeğin oluşmasına neden olur. Bu etki şekil 2.21.'deki serbest enerji- kompozisyon grafiğinden de çıkarılabilir (Gider G.2015).

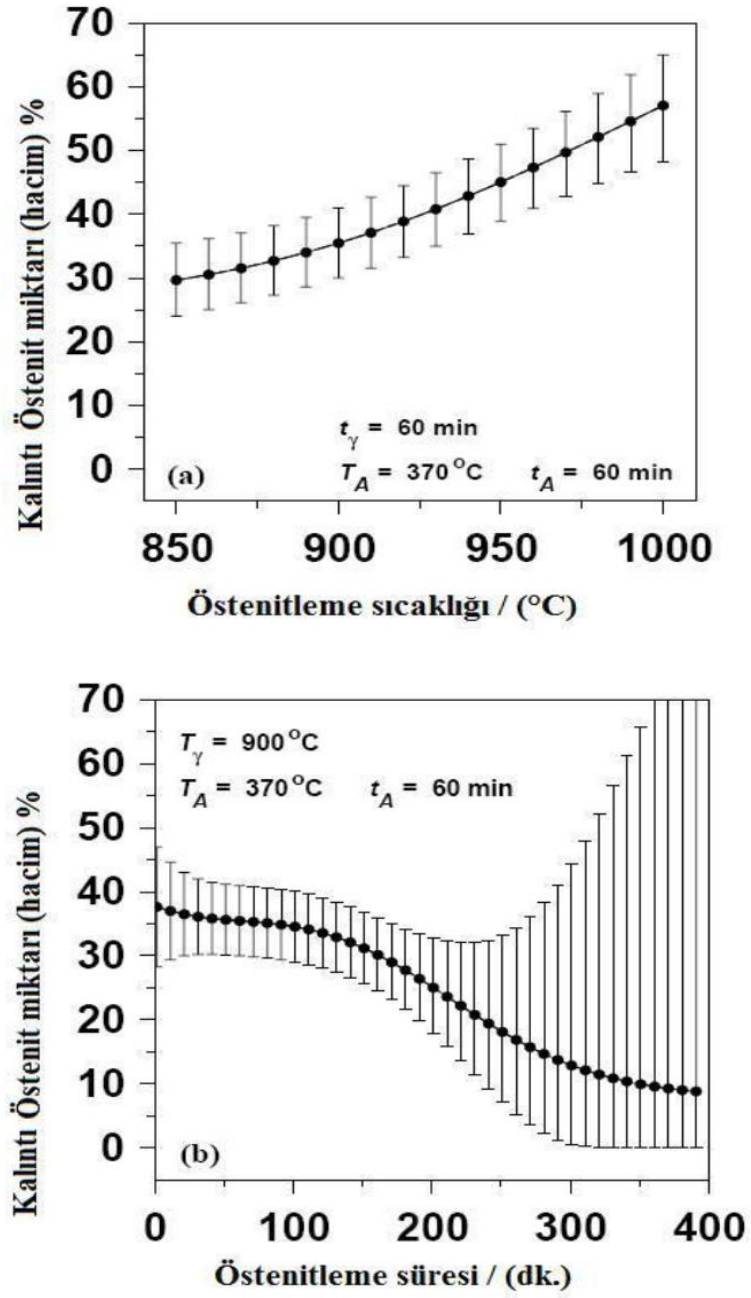


Şekil 2.21. %2 Si içeren Fe-C faz diyagramındaki serbest enerji değişimleri (Gider G.2015)

Seçilen yüksek bir östenitleme sıcaklığı T_γ 'nın, düşük bir östenitleme sıcaklığı olan T_1 'e getirilmesiyle birlikte, östenitin karbon içeriği (çözdüğü miktar) azalır, ferritin çekirdeklenmesi artar. Sonuç olarak ösferrit fazı oluşumu artar ve büyüyen ferritik tabakalardan östenite karbon geçişi artar (Çelik, Ö. 2001, Bahmani, M. 1994).

Aynı zamanda ısıl işlem aralığına daha kısa östemperleme işlem süreleri sonucu da ortaya çıkar ve östemperleme sonucu oluşan mikroyapı daha kararlı olur, daha az martenzit ihtiva etme eğilimi gösterir.

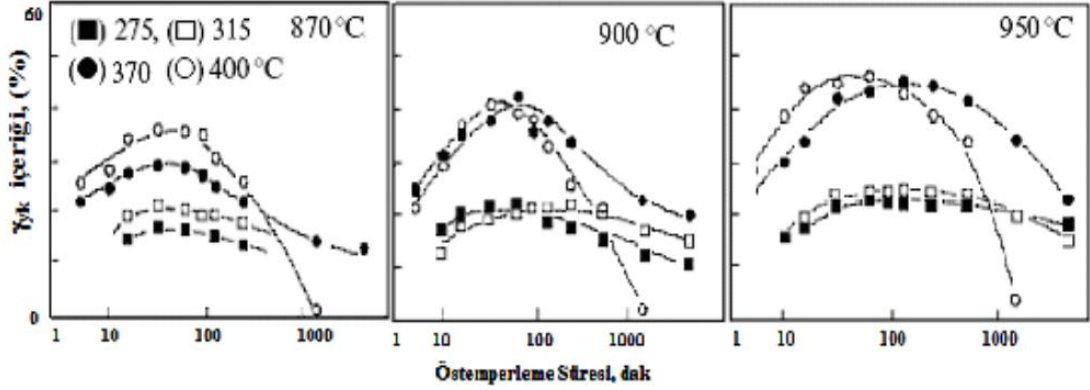
Östenitleme sıcaklığının ve süresinin artırılması, östenit oluşumunu hızlandırır, östenitik tanelerin büyümesine neden olur ve östemperleme sonucunda daha uzun ösferrit ve kaba bir mikroyapının oluşmasına neden olur (Bahmani, M. 1994). Şekil 2.22.'de görüldüğü gibi, optimum mekanik özellikler için 900°C - 925°C arasında 1-3 saat arasındaki östenitleme şartlarında meydana gelmiştir (Çelik, Ö. 2001).



Şekil 2.22. Östenitleme sıcaklığı ve süresinin kalıntı östenit miktarına etkisi (Gider G.2015).

Düşük sıcaklıklarda östenitleme yapıldığında kalıntı östenit miktarında ve kalıntı östenitin karbon içeriğinde meydana gelen azalma malzemenin sünekliğinde artış gerçekleşir. Yüksek sıcaklıklarda ise yüksek karbonlu östenit fazı oluşur, karbon içeriği ve kalıntı östenit fazının hacminde artış olur ve östemperlenmiş yapı kabalaşır (Bahmani, M. 1994).

Östenitleme sıcaklığı ve östemperleme sıcaklığı ile ilişkili olarak östemperleme süresinin γ ık içeriğine etkisi şekilde gösterilmiştir (Gider G.2015).



Şekil 2.23. Östemperleme süresine bağlı olarak γ ık içeriğindeki değişim (Gider G.2015).

Şekil 2.23.'deki gibi östenitleme sürelerine bağlı fakat farklı östemperleme sıcaklıklarındaki en fazla yüksek karbonlu östenit fazı içeriği; 80, 60 ve 40 dakikalık östemperleme süreleri sonucu oluşmuştur. Östemperleme süresinin artmasıyla tüm östenitleme sıcaklıklarına ait sonuçlarda yüksek karbonlu östenit miktarının azaldığı görülmüştür. Östemperleme uygulanan sıcaklık da oluşacak nihai mikro yapı ve buna bağlı mekanik özelliklerin oluşmasında önemli rol oynamaktadır.

235-450°C sıcaklık aralığı östemperleme için seçildiğinde, ~235- 330°C arasında alt ösferrit (fazla ferrit ve az kalıntı östenit) oluşur, bu çeşit bir mikroyapı daha yüksek dayanıma sahip, daha sert ve aşınma türlerine karşı çok daha dirençlidir. 370 – 450°C arasındaki östemperlemede ise üst ösferrit (daha az ferrit fazı ve daha fazla kalıntı östenit) yapı oluşur, bu çeşit bir mikroyapının da dayanımı alt ösferrite göre daha düşük olacaktır çünkü daha az martenzit fazı içerecektir; fakat sünek ve tokluk özellikleri daha da yüksektir (Bahmani, M. 1994, Hamid, A.S. 1994).

Uygulanan östemperleme sıcaklığının I. ve II. Kademe reaksiyonların gerçekleşme hızına etkisi vardır şöyle ki alt ve üst ösferritik yapılar bu reaksiyonlara bağlı oluşmaktadır. I.Kademedeki östenit fazı, ferrit fazından difüzyon mekanizmasıyla uzaklaşan karbonu içine alarak, karbonca zenginleşir ve optimum sayılabilecek

mekanik özelliklerin olduğu bir mikroyapıyı ortaya çıkarmış olur. Optimum mekanik özellikleri de elde edebilmek için I. Kademe reaksiyonunun hızını da kontrol edebilmek şarttır. Reaksiyonun hızını belirlemek için; östenitlenmiş matriks yapının karbon oranı (C_{γ}) ile östemperlenmiş matriks yapının karbon oranları (C_{γ}^{maks}) arasındaki fark önemlidir. Fark artarsa reaksiyonun hızı da artacaktır, farkın azalması durumunda ise yapı içindeki dönüşmemiş östenit fazı miktarı fazlaşacaktır. Östenitleme sıcaklığı arttığında ise östenitlenmiş matriks fazın karbon oranı (C_{γ}) artarken, östemperlenmiş yapıdaki matriks fazın karbon oranı (C_{γ}^{maks}) azalacaktır. Sıcaklığına bağlı olarak değişen, östenitlenmiş ve östemperlenmiş matriks fazlarına ait karbon oranları Tablo 2.4.'de gösterilmiştir (Bahmani, M. 1994, Hamid, A.S. 1994).

Tablo 2.4. Östenitleme sıcaklığına göre östenitlenmiş ve östemperlenmiş matriksdeki dengesel karbon oranı (Bahmani, M. 1994)

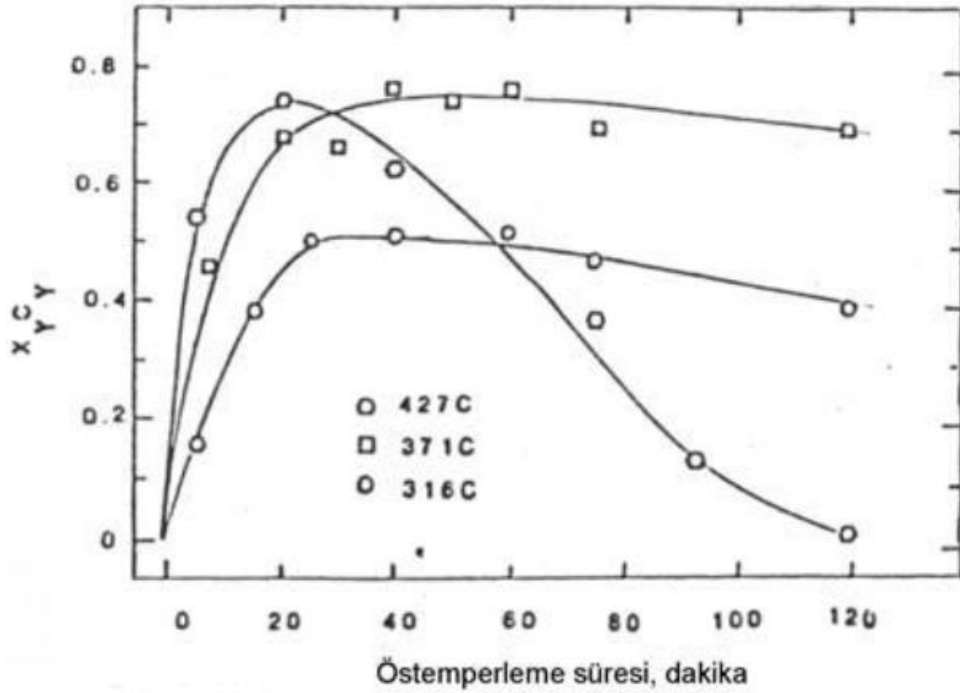
Östenitleme Sıcaklığı, C°	C_{γ}	C_{γ}^{maks}
850	0,73	2,29
900	0,87	2,26
950	1,05	2,11

II. kademe reaksiyonun hızı ise hem östemperleme sıcaklığına hem de malzemenin kimyasal bileşimine doğrudan bağlıdır. Reaksiyon esnasında, yüksek karbonlu östenit, ösferrit ve karbür ayrıştığından dolayı, östemperleme sıcaklığı düştükçe karbür oluşumunun gerçekleşmesi için çok daha uzun bir östemperleme süresi gerekecektir (Bahmani, M. 1994).

Östemperleme sıcaklığı yükseldikçe C_{γ}^{maks} (östemperlenmiş matriks fazın karbon oranı)'ın düşmesine bağlı olarak X_{γ} (östenit fazın hacim oranı) artar ancak düşük östemperleme sıcaklıkları için östenitin hacim oranı azalacaktır. C_{γ} . X_{γ} değerlerinin çarpılmasıyla östenit fazındaki içindeki toplam karbon oranını bulunur. Östemperleme ısı işlemi esnasında karbonun bir miktarı da yapıda karbür yada ferrit fazı içerisinde aşırı doymuş halde ise, C_{γ} . $X_{\gamma} < C_{\gamma}$ olacaktır (Bahmani, M. 1994, Hamid A.S. 1994).

Şekil 2.24.'de düşük alaşımlı dökme demir bir malzemenin 371°C ve 427°C'de östemperlenmesi sonucundaki C_{γ} . X_{γ} çarpımlarının ~0.8 değerine kadar ulaşabildiği

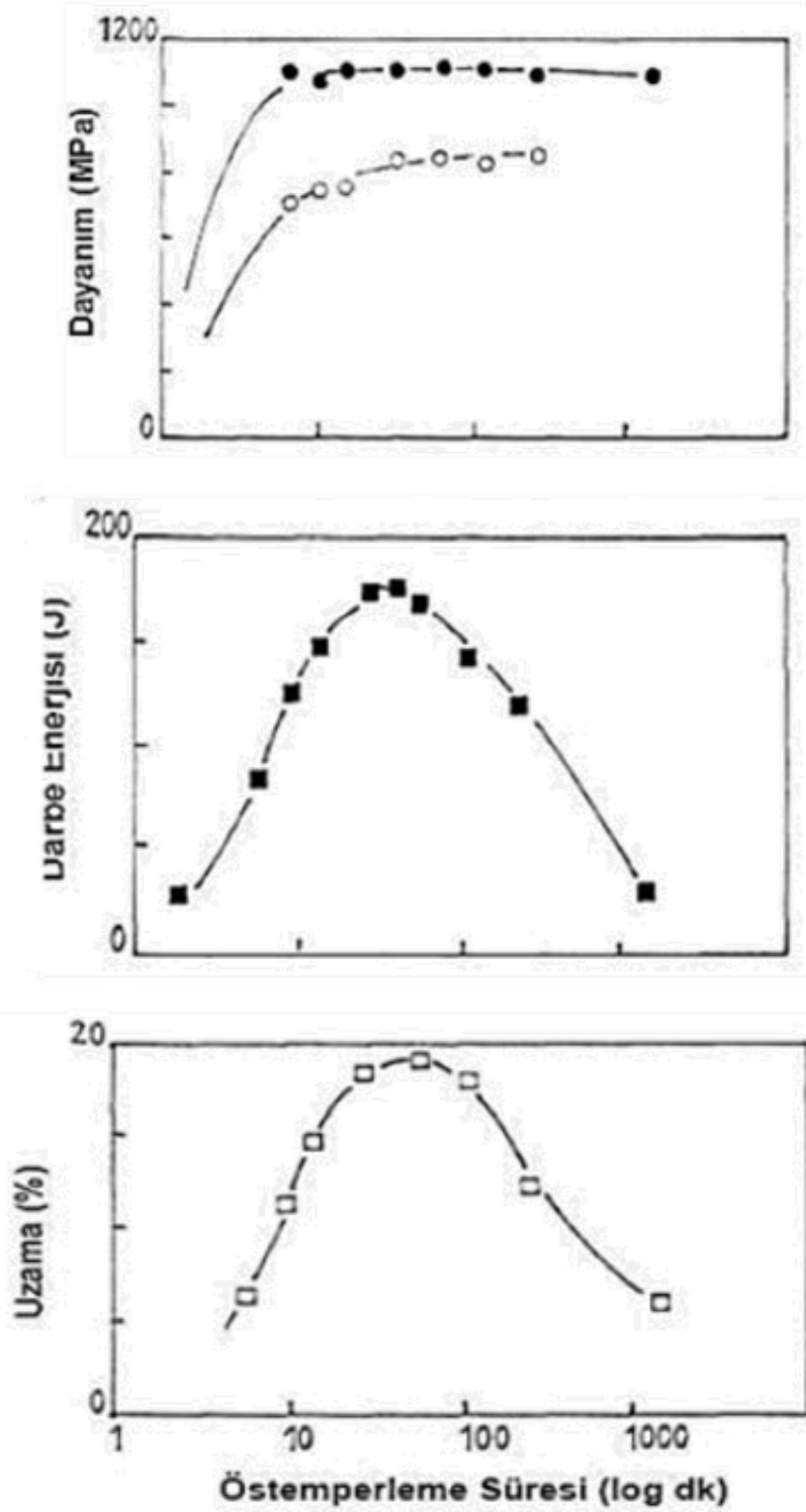
görülmektedir. 316°C 'de ise çarpım sonucu ~ 0.5 değerine ulaşabilmektedir. Bu değerlerden 371°C ve 427°C 'de çok az veya hiç karbür oluşmadığı sonucuna varılabilir. 427°C 'de $X_{\gamma}\cdot C_{\gamma}$ çarpımının ~ 0.8 değerinde en yüksek noktaya ulaşması ve II. kademe reaksiyonunun da tamamlanması kısa bir süre içinde, 371°C 'de ise nispeten uzun bir süre içinde gerçekleşmesi; östempereleme sıcaklığındaki artışla II.kademe reaksiyonun hızındaki artış ve reaksiyonun nasıl daha kısa sürede tamamlandığını açıklar (Çelik, Ö. 2001, Hamid A.S. 1994).



Şekil 2.24. 927°C 'de östenitlenen bir KGDD'in Östempereleme Sıcaklık ve Sürelerine göre $X_{\gamma}\cdot C_{\gamma}$ İlişkisi (Hamid A.S. 1994).

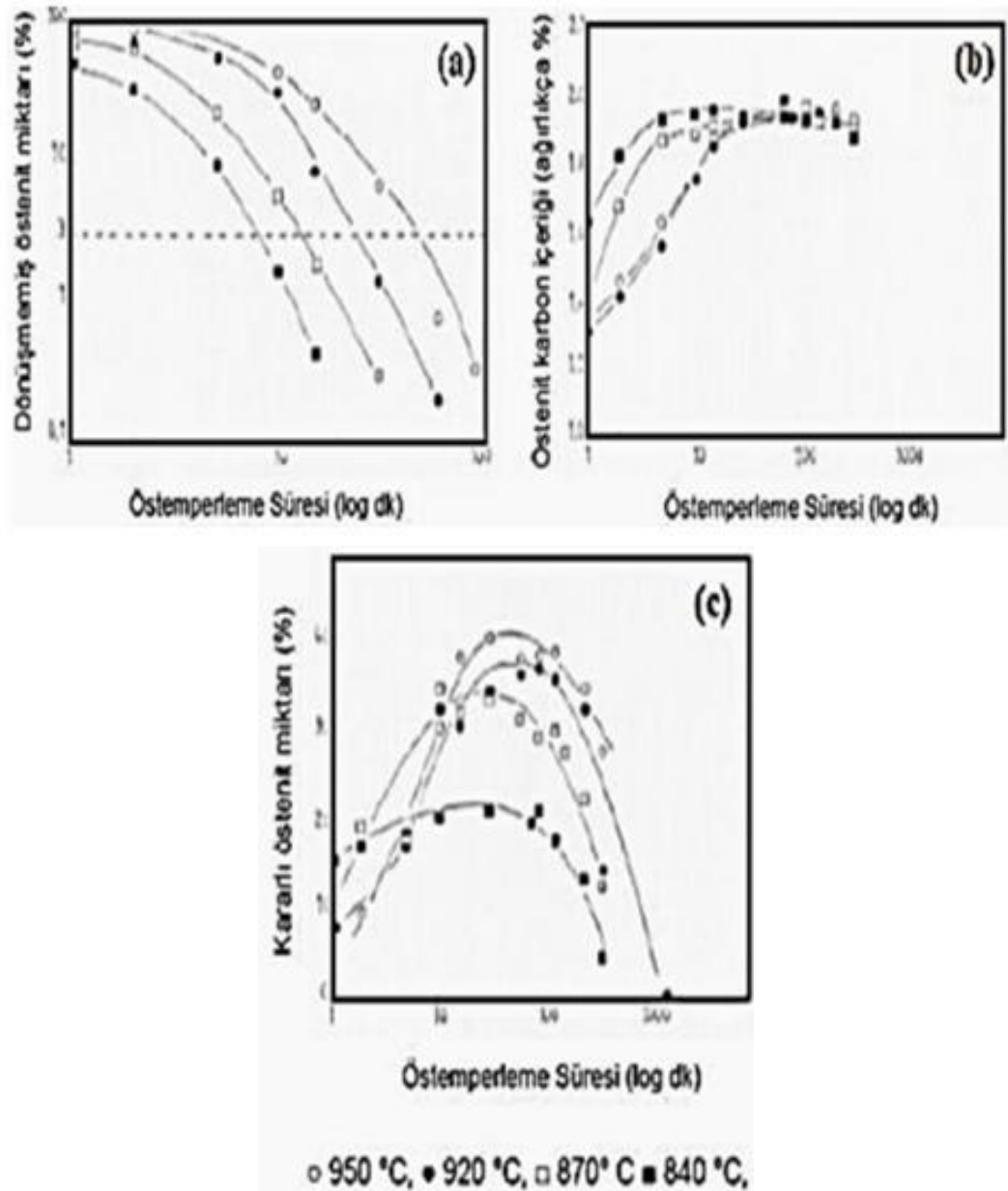
Östempereleme süresi de seçilen sıcaklık gibi önemli bir parametredir. Isıl işlem uygulanan malzemenin mukavemeti, süneklik ve darbe direnci gibi özellikleri östempereleme adımına ait sürenin artmasıyla artar fakat sertlikte azalma meydana gelir. İşlem kısa bir süre uygulandığında matriks fazı içerisinde büyük oranda martenzit fazı oluşumu gözlenir ve bu durum mekanik özellikleri kötü etkiler. Östempereleme süresi arttıkça martenzit oluşumu azalacağından, bununla beraber α ve γ ık miktarları artar. Çok daha uzun sürelerde ise dayanımın sabit kaldığı varsayılabilirken, süneklik ve darbe enerjisi gibi özellikler II. kademe reaksiyonunun oluşması nedeniyle hızlı bir şekilde azalır ve reaksiyon ileri yönde gittikçe yapıdaki

γyk miktarı azalır. Östemperleme süresine göre değişen mekanik özelliklerin değişimi Şekil 2.25.'te gösterilmiştir (Hamid A.S. 1994).



Şekil 2.25. Östemperleme süresi ve mekanik özellikler ilişkisi (Yalçın Y. 1991).

Östempereleme süresindeki artışla; süneklik, mukavemet ve darbe direnci artmaktadır. Ancak kritik bir süre eğişi aşıldığında; süneklik ve tokluk değerleri düşerken mekanik dayanım bir miktar artmaktadır. Bunun temel nedeni Şekil 3.7.'de gösterildiği gibi, sürenin artmasıyla ösferrit ve yüksek karbonlu östenit (kararlı) miktarının da artmasıdır (Hamid A.S. 1994).



Şekil 2.26. Östenitleme sıcaklığı ve östempereleme süresine göre; a) dönüşmemiş östenit, b) östenit karbon içeriği, c) kararlı östenit miktarlarının değişimi (Hamid A.S. 1994).

Östempereleme süresi artarken, II.kademe reaksiyonun gerçekleşmesiyle karbür fazı çökmesinin artmasıyla süneklik ve tokluk özellikleri azalır; süresinin azalmasıyla da karbona difüzyon için gerekli sürenin kalmaması nedeniyle yapıda martenzit oluşumuna neden olur ve bu faz malzemenin sertliğini arttırırken; süneklik ve darbe direncinin düşmesine neden olur.

2.8.1. Küresel grafitli dökme demir kimyasal kompozisyonunun etkisi

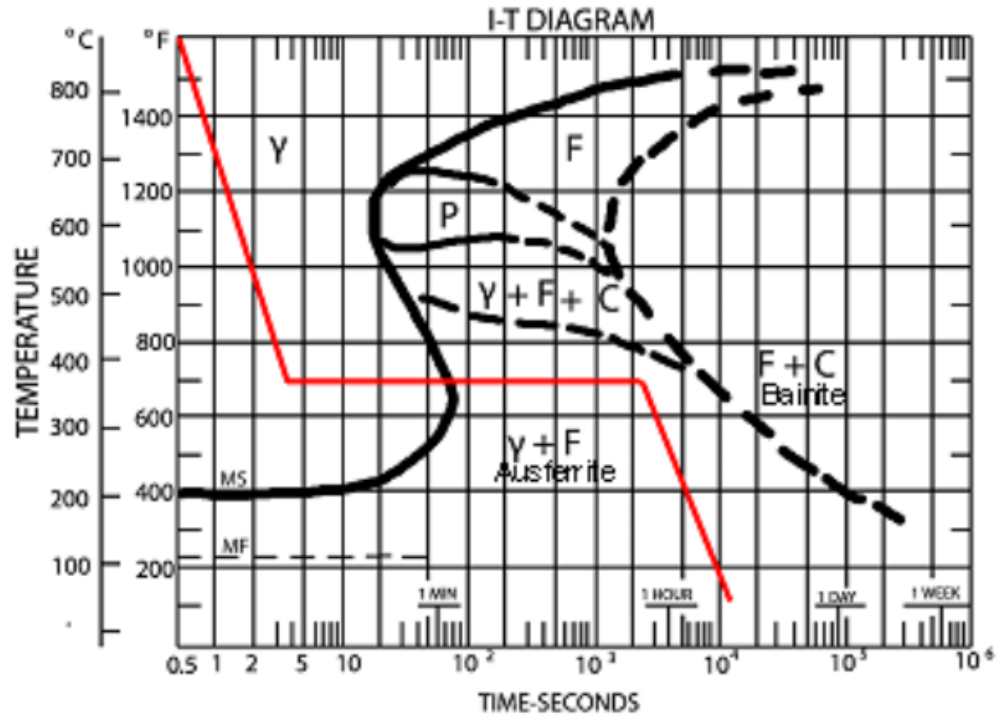
Östempereleme ile hedeflenen seviyede mikroyapısal ve mekanik özellikler elde etmek için K.G.D.D. malzemenin kimyasal kompozisyonu en önemli bir rolü oynar . Östemperelemenin faydası, ısııl işlem esnasında malzemede perlit oluşmadan dönüşümün tamamlanabilmesine bağlıdır. Verimli bir östempereleme ısııl işlemi için kritik çap (Dc) değerinin hesaplanması gereklidir. Kritik çap, alaşım element içeriğine göre değişmektedir ve alaşım element ilavesi arttıkça kritik çap değeri de artar (Yalçın Y. 1991).

$$Dc=124.C^0Y +27(\%Si)+22(\%Mn)+16(\%Ni)+25(\%Mo)-1,68 \times 10^{-4}T_{A}^2 + 12(\%Cu) \\ (\%Ni)+62(\%Cu)(\%Mn)+88(\%Ni)(\%Mo)+11(\%Mn)(\%Cu)+127(\%Mn)(\%Mo)- \\ 20(\%Mn)(\%Ni)-137 \quad (4.1)$$

Burada;

TA, östempereleme sıcaklığı, Coγ östenitleme işlemi sonrası östenitin karbon içeriğini ifade eder. Denklemden anlaşılacağı üzere, alaşım elementi ilavesinin artmasıyla kritik çap yani östemperlenebilirlik yeteneği artış eğilimi gösterir.

Alaşım elementlerinin yarattığı bu avantaj, TTT diyagramındaki perlit burnunun sağa kayması neticesinde östenitleme sıcaklığından östempereleme sıcaklığına su verme esnasında perlit oluşumunu önleyecek kadarlık bir soğuma hızına imkan vermesiyle açıklanır (Hamid A.S. 1994, Yalçın Y. 1991)



Şekil 2.27. %2'den fazla Si içeren Östemperlenmesinin Adımlarını Gösteren İzotermal Dönüşüm Diyagramı (Keough J.R. 2010)

Alaşım elementi ilavesinin yüksek oranlarda olması östemperleme için gerekli süresini uzatır böylece, γ hacmi azalır ve yapıda karbür oluşumuna neden olur. Bu nedenle malzemenin ihtiva edeceği alaşım elementlerinin miktarları sadece sertleşebilirliği sağlayabilecek seviyede, mümkün olduğunca en az seviyede seçilmelidir. Silisyum (Si) ve mangan (Mn) gibi alaşım elementleri genellikle küresel grafitli dökme demirlerin içeriğinde bulunurlar ve malzemenin mekanik özellikleri üzerinde önemli bir rol oynar. Mangan (Mn) ve molibden (Mo) elementlerinin tane sınırlarında birikme/çökme eğilimleri olduğundan, bu sınır bölgelerde kırılğan fazlar oluşturur ve östemperleme reaksiyonunun bölgesel olarak tamamlanmasını geciktirirler. Bu nedenle; akma mukavemeti, % uzama ve çekme mukavemeti gibi mekanik özellikler düşüş gösterir. Östemperlemede malzemeye yüksek mekanik özellikler kazandırmak Mo elementinin ilavesinden kaçınılmalı, Mn içeriği de minimum seviyede tutulmalıdır (Hamid A.S. 1997).

Alaşım elementlerinin östemperleme ısıl işlemine etkileri ayrı ayrı ele alınacak olursa;

Karbon: % 3.6-3.8 arasında ayarlanmalıdır. Bu seviyedeki karbon içeriği malzemenin çekme mukavemetini yükseltirken % uzama ve sertlikte düşme gerçekleşir. Karbon miktarı çok yüksek ise, grafitlerin küreselliği bozulur ve mekanik özellikler olumsuz etkilenir (Hamid A.S. 1997, Çelik, Ö. (2001).

Silisyum(Si): Si diyagramdaki ötektoid sıcaklığı yükseltir ve ösferritik matriks yapı içerisindeki karbür oluşumunun önüne geçilmiş olur. Bu konudaki özelliği ile en önemli alaşım elementidir. Si % 1,8 – 2,8 aralığında artmasıyla birlikte darbe dayanımı artış gösterirken, sünek-gevrek geçişin sıcaklığı da düşer. Mikroyapıda grafit kürelerine yakın bölgelerde yüksek oranda bulunur (Hamid A.S. 1997, Bubenko, L. 2009). Bu tez çalışmasına konu olan yüksek silisli malzemelerde durum biraz değişir. Yapıdaki Silisyum(Si) miktarı artmasıyla, küresel grafitli dökme demirin östemperlenebilirlik ölçüsü olan Dc değeri de artar. Silisyum miktarındaki %0.3'lük bir yükselme Dc'yi 7.6 mm artış gösterir. Nikel (Ni) ile beraber bulunduğu grafitin şeklini bozar ve ferrit oluşumunu artırıp küreselleşmeyi engeller (Bubenko, L. 2009).

Manganez(Mn): tane sınırlarında segregasyonla yoğunlaşarak karbür oluşumuna neden olarak östemperleme reaksiyonunu geciktirmiş olur. Bileşimde % Mn arttıkça, östenit fazındaki karbonun çözünürlüğü ve dolayısıyla östenitin fazının kararlılığı da artar. Östenit fazının dönüşümü esnasında, karbon difüzyonunu da azaltır ve böylelikle östenit fazı karbonca zengin kalmış olur (Bubenko, L. 2009). Manganez, yapıda kalıntı östenit kalmasına da sebep olur. Bileşimdeki varlığı %0.3 ile sınırlandırılır, bu orandan fazlası süneklik(% uzama) ve tokluk değerlerini düşürür, sertleşebilirlik özelliğini artırır (Martinez, R. A. 2010).

Molibden(Mo): Mo, sertlik artışı sağlamak için kullanımı tercih edilen bir elementtir. Mn'a benzer bir şekilde, tanerler arasında segregasyon eğilimi yüksektir; fakat Mn'den farklı olarak östemperleme süresinin kısılmasını sağlamak suretiyle östeniti değil ferriti kararlı hale getirir. Mo'nin malzemenin sertleşebilirliğine etkisi bakır (Cu) veya Nikel (Ni) ile birlikte bulunduğu çok daha yüksektir ve sertleşebilirliğe etkisi bakırdan ~10 kat fazladır (Bubenko, L. 2009). Yüksek segregasyon

eğiliminden dolayı, kimyasal bileşimdeki seviyesi en fazla %0.3 olmalıdır, daha yüksek olduğunda Mo tane sınırlarında karbür oluşumunu tetikler, bu durumun olumsuz etkileri önemli ölçüde küre sayısının arttırılmasıyla elimine edilebilir (Martinez, R. A. 2010).

Bakır(Cu): Cu, tüm dökme demir malzemelerde sertlik arttırmak için en sık kullanılan elementlerden biridir. Kimyasal bileşimde bakır olmasının en önemli faydası, zararlı etkileri de bilinen mangan(Mn) veya molibden(Mo) elementlerinin mümkün olan en düşük miktarda kullanılmasına olanak sağlamasıdır. Molibden ile birlikte bulunduğu sertleşebilirliğe olan etkisi tek olarak kullanılmasındaki durum göre daha yüksektir (Bubenko, L. 2009). Bakır, yüksek oranda perlitik yapı sağlamakla birlikte, küre sayısını ve küreselliği arttırır. Bakır miktarının artmasıyla kalıntı östenitin hacim oranı artar ve böylece alt ösferrit yapısındaki muhtemel karbür oluşumu engellenir. Ni,Mo ve ikili seçimleriyle istenilen matriks fazı yapısına sahip (perlitik, martensitik) malzeme elde edilebilir (Martinez,R.A.2010,Bandanadjaja, B.2018).

Nikel(Ni): Östemperleme işlemi sırasında ötektik karbürlerin oluşmasının önlenmesinde tercih edilen bir alaşım elementidir. Malzemenin östemperleme süresinin uzun tutulmasına imkan sağlayarak, yüksek karbonlu östenit fazını kararlı kılar. Faz diyagramındaki östenit alanını genişletir. Ötektik noktayı sola kaydırır. 300-400°C sıcaklıklarında östemperlenen KGDD bir malzemenin nikel içeriği %1'in altındaysa; çekme mukavemeti, sertliğinde ve sünekliğinde belirgin bir değişim olmaz; fakat 350°C'in altında östemperlendiğinde ve malzemenin Ni içeriğinin %1-4 aralığında olması durumunda, çekme mukavemetinde düşme, süneklik ve kırılma tokluğunda ise yükselme görülür. Ni içeriğinin yüksek olması segragasyona yol açar ve yapıda farklı ösferritik dönüşüm hızlarının ortaya çıkmasında neden olur. Segragasyon etkisinin önüne geçilmesi ve homojen bir dönüşüm sağlanabilmesi için yapıda managan(Mn) ile birlikte bulunmalıdır (Pereloma EV, 2006).

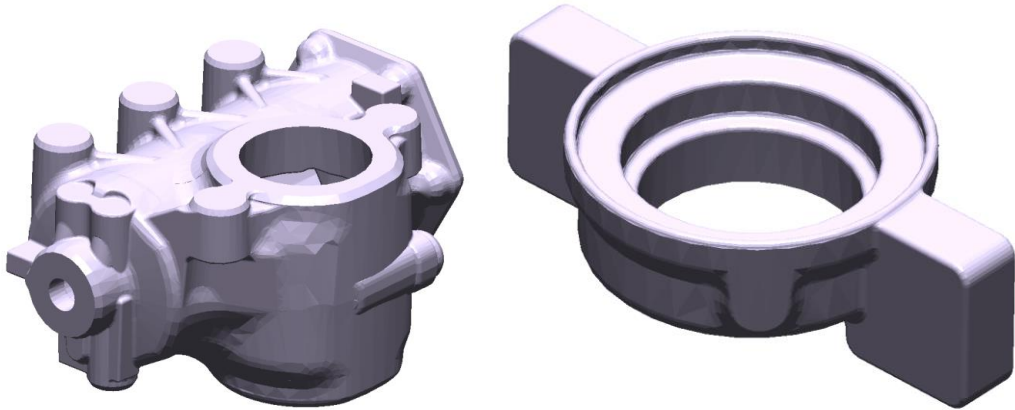
BÖLÜM 3. DENEYSEL ÇALIŞMA

Bu çalışmada, EN-GJS-500-14 sınıfı yeni nesil dökme demir olarak adlandırılan yüksek silisyumlu (ferritik matrisli) küresel grafitli dökme demirin seri üretim şartlarında üretimi, döküm halde mikroyapısal ve mekanik özelliklerini incelemesi ve sonrasında mekanik özellikleri iyileştirmek üzere östemperleme ısıl işlemi; 900°C ve 950°C de 60 dk östenitlemeyi takiben, 250 °C, 300°C, 350°C ve 400°C'de 5dk, 15dk, 30dk, 60dk, 90dk ve 120dk östemperleme uygulanmıştır. Uygulanan işlemlerin mikroyapıya ve mekanik özelliklere etkisi incelenmiştir.

3.1. Numuneler için EN-GJS-500-14 Malzemenin üretimi

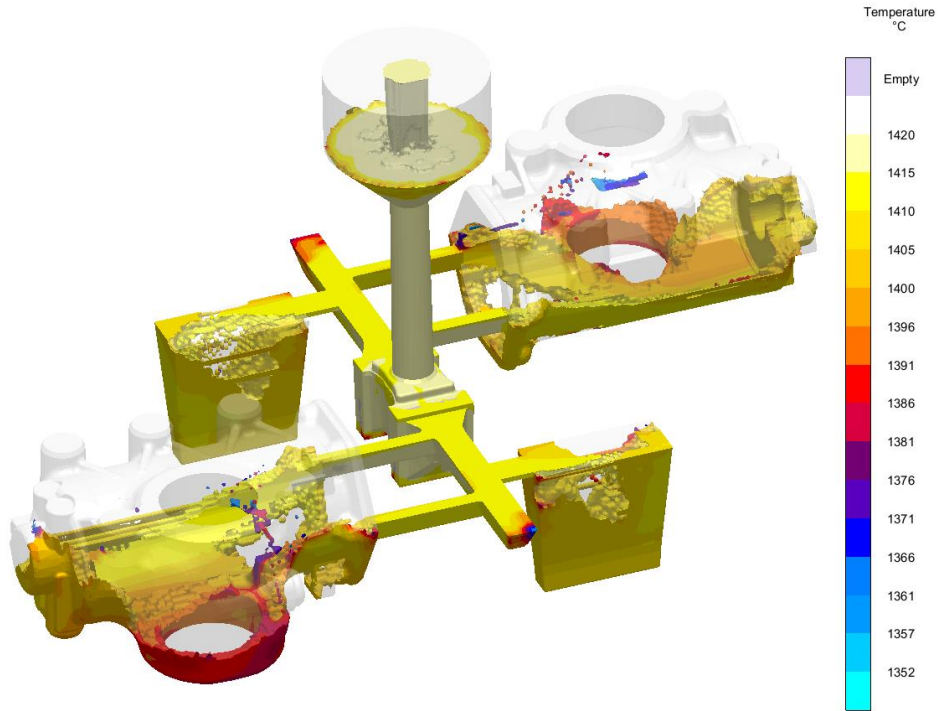
Numuneler için malzemeler EN 1563:2011 standartların karşılayacak şekilde Hema Otomotiv Sistemleri A.Ş. Demir Döküm Fabrikasında üretilmiştir. Bu çalışma aynı zamanda fabrika için bir ARGE çalışması kapsamında gerçekleşmiştir.

Test parçası olarak ağırlık azaltma amaçlı bir projenin hidrolik direksiyon gövdesi ve ön aks setinin, değişken kesit kalınlıklarına sahip yatak parçaları seçilmiştir.



Şekil 3.1. Test parçası olarak seçilen hidrolik direksiyon gövdesi ve yatay parçası

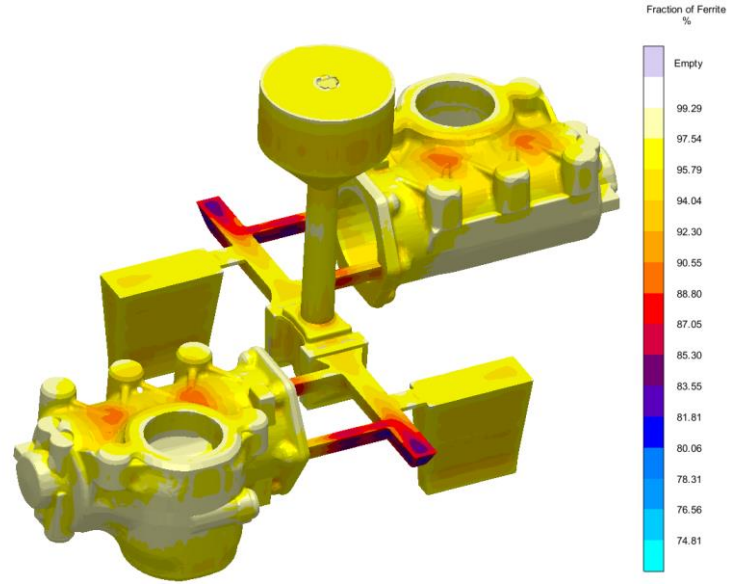
Kimyasal kompozisyonun belirlenmesi ve üretim proses parametrelerinin seçiminde gerek literatür gerekse Magmasoft© döküm simülasyon programı çıktılarından yararlanılmıştır. Döküm salkımlarına, ekzotermik kalıplama elemanlarının etkisinden uzak kalması ve çıkarılan numune test sonuçlarının standartlarla doğru bir şekilde karşılaştırılabilmesi için standart bir Y blok bağlanmıştır. Böylece doğrusal artan bir kesit kalınlığında mikroyapısal ve mekanik özellikler incelenmesine de olanak sağlayacaktır. Ergitme 4000 Kw Dual Track 8 tonluk indüksiyon ocağında; düşük kükürlü pik demir (sfero piki), alaşımsız çelik hurda, Zirkonyum esaslı önşartlandırıcı (Preseed©) kullanarak hazırlanan sıvı metale FeSiMg ferro alaşımıyla kapaklı bir potada sandviç yöntemiyle Mg tretmanı uygulanarak elde edilen 1050 kg sıvı metal ile, döküm sıcaklığı 1420°C ve kalıp/pota oranı 6 olacak şekilde 50 kalıp seri üretim şartlarında üretimi gerçekleştirilmiştir.



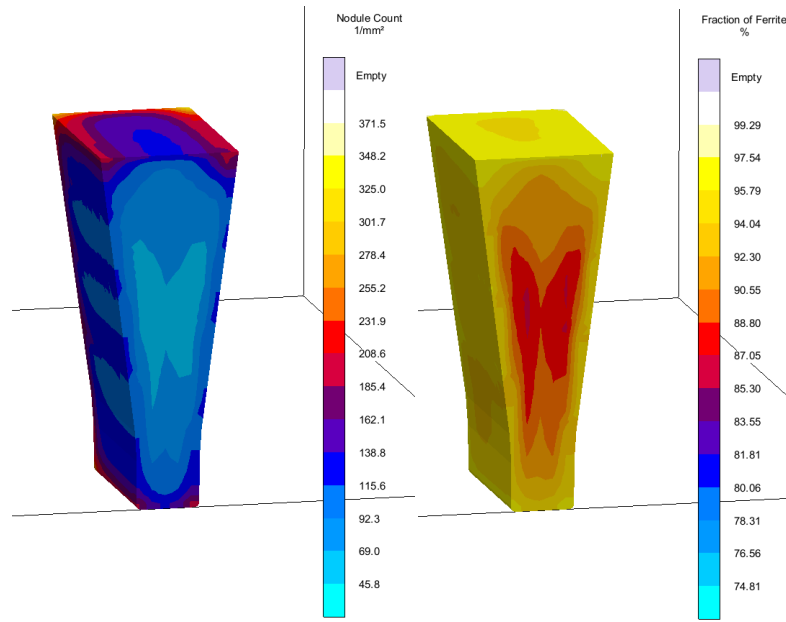
Şekil 3.2. Döküm salkımının dolun simülasyonu

Tablo 3.1. Döküm Kimyasal Kompozisyonu (Spektrometre ve Leco CS © Sonucu)

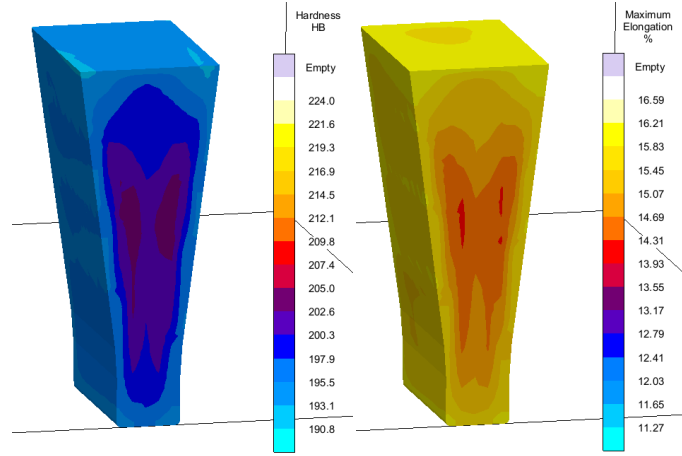
	C	Ce	Cr	Cu	Mg	Mn	Mo	N	Ni	P	S	Sb	Si	Sn
%	3,22	0,0	0,02	0,07	0,042	0,17	0,006	0,0	0,035	0,05	0,02	0,0	3,70	0,0



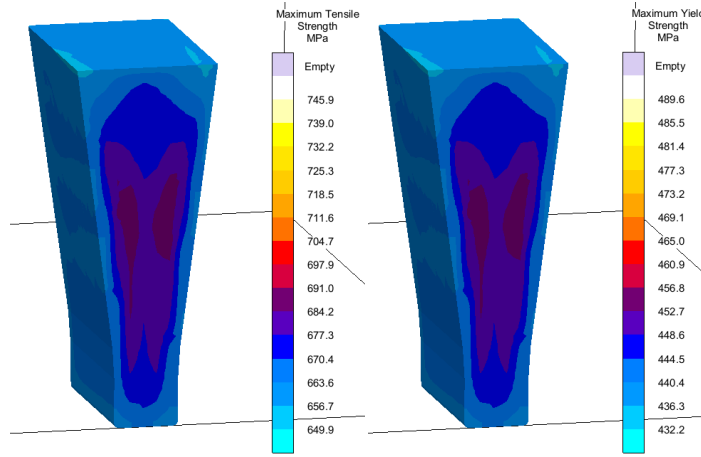
Şekil 3.3. Döküm salkımının % Ferrit Oranı Tahmini Sonuçları



Şekil 3.4. Y blok için Nodül sayısı ve % ferrit oranı simülasyon sonuçları

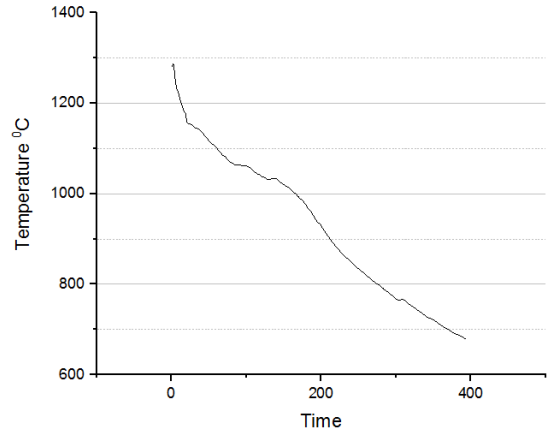


Şekil 3.5. Y blok için sertlik ve maksimum uzama oranı simülasyon sonuçları

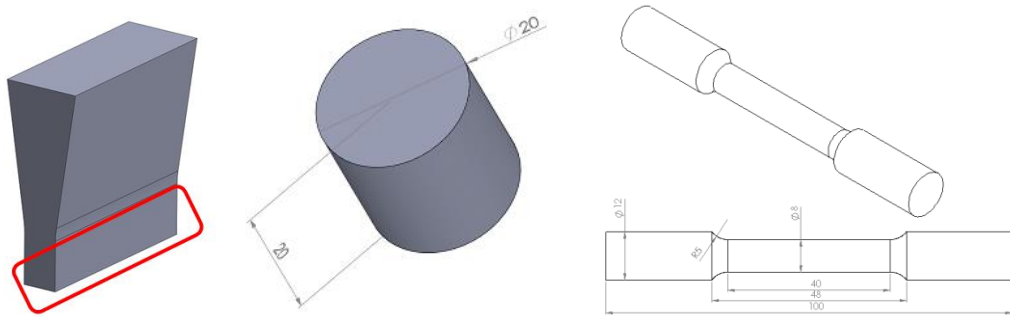


Şekil 3.6. Y blok için maksimum çekme mukavemeti ve maksimum akma mukavemeti simülasyon sonuçları

Termal analizler tellürsüz QuickCup içerisine, döküm sırasında uygulanan son aşlamaya uygun seviyede aşı konularak döküm potasından alınan sıvı metalle gerçekleştirilmiştir. QuickCup'dan veriler Pico datalogger ile saniyede 10 veri alacak hassasiyette gerçekleştirilmiş, alınan sıcaklık zaman değerlerinden soğuma eğrisi elde edilmiştir. Soğuma eğrisi türevleri ile birlikte tekrar yorumlanacak ve simülasyon veritabanının güncellenmesinde kullanılacaktır.

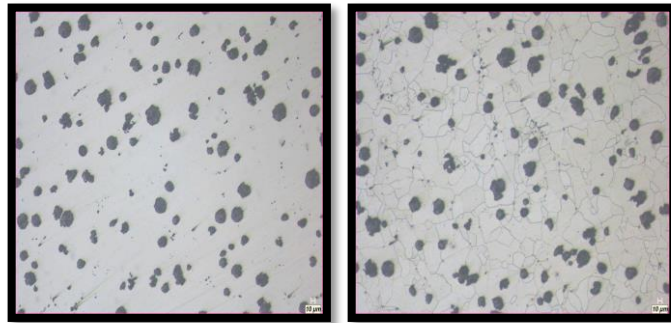


Şekil 3.7. Alınan Soğuma Eğrisi



Şekil 3.8. Sertlik ve Mikroyapı Kontrolü için Hazırlanmış Parça ve Çekme Çubuğu

Döküm salkımından ayrılan Y bloktan şekilde gösterilen kısımdan üretilen iki tip numune görülmektedir. Ø20 H:20mm numune sertlik ve mikroyapı kontrolü için kullanılmış, kalan silindirik numune ise çekme çubuğu oluşturulmasında kullanılmıştır.



Şekil 3.9. Döküm numune mikroyapı görüntüsü, dağlanmamış ve dağlanmış

Şekildeki mikroyapılar simülasyon ve beklentiyle uygun olarak tamamen ferritik mikroyapıda ve düşük karbon içeriğinden dolayı nispeten düşük nodülar teye sahiptir. Mikroyapı form VI ve 6-7 grafit boyut dağılımlı ve %90 küreselliğe ve inç karede 175 adet nodüle sahiptir. Ortalama sertlikler 200-205 HB'dir.

Tablo 3.2. Döküm numunelerin çekme testi sonuçları

Numuneler	Akma Mukavemeti MPa	Çekme Mukavemeti MPa	% Uzama
#1	456,61	548,8	15,4
#2	462,15	558,42	16,1
#3	470,20	565,60	17,8
#4	472,10	568,20	18,10

3.2. Östempereleme Deneyleri

$Ac1=730+ 28x\%Si + 25x\%Mn$ eşitliğine göre malzememizin $Ac1$ sıcaklığı 843 °C'dir. Buna göre ilk deney setinin östenitleme sıcaklığı 950 °C seçilmiştir. İncelenecek numune adetleri uç koşullarda (sıcaklık ve zaman) yapılacak deneylerle bir çerçeve çizilmesi ve arada kalan işlem değişkenlerinde nispeten daha çok sonuç elde edilmesiyle, östempereleme ısıl işleminin malzeme mikroyapı ve mekanik özelliklerine etkisinin tam bir teşhisi için seçilmiştir adetlerdir. Numuneler aşağıdaki tabloda belirtilen sayıdaki işlenmiş çekme çubuğu ve Ø20 H:20mm ebatlarında işlenmiş sertlik ve mikroyapısına bakılacak silindirik parçadan oluşmaktadır.

Tablo 3.3. 950 °C de 1 saat Östenitlenen Numunelerin Deney Parametrelerine Göre Numune Sayıları

Süre / Sıcaklık	5 dk	15 dk	30 dk	60 dk	90 dk	120 dk
250 °C	3	3	3	3	3	3
300 °C	3	4	4	4	4	3
350 °C	3	4	4	4	4	3
400 °C	3	3	3	3	3	3



Şekil 3.10. Östenitleme Fırını ve Östemperleme Tuz Banyosunun Hazırlanmış Nabertherm Elektrikli Fırınlar

Deneyleerin ilk seti 950°C'de östenitleme ve 400°C'de östemperleme olarak gerçekleştirilecektir. İlk adımda numuneler çelik bir kutu içerisinde, kuru silis kumuna gömülü bir vaziyette 400 °C sıcaklıktaki fırın içerisine yerleştirilmiş, 1 saat fırın sıcaklığının 950 °C'ye ulaşması beklenmiş ve 950 °C'ye ulaşıldıktan sonra numune et kalınlığına uygun olarak 1 saat östenitlenmiştir. Başka bir fırında ise ticari adı SB141 olan Potasyum Nitrat ve Sodyum Nitrit ($KNO_3 - NaNO_2$) tuz karışımı, paslanmaz çelik bir kovanın içerisinde ergitilip banyo sıcaklığı 400 °C'ye çıkartılıp östemperleme öncesi, kapağı kapalı bir şekilde 1 saat bekletilerek ısı olarak homojen bir tuz banyosu sağlanmıştır. Östenitlemesi tamamlanan numuneler, bir maşa yardımıyla örtülü olduğu saf silis kumu içerisinden alınıp, doğrudan tuz banyosu içinde hazır bekletilen sepetlerin içerisine atılmıştır. Sonrasında önceden belirlenen östemperleme sürelerinde sepetler tuz banyosunda çıkarılarak durgun ortamda havada soğumaya bırakılmıştır.



Şekil 3.11. $\text{KNO}_3\text{-NaNO}_2$ Tuz Karışımının Ergitilmesi

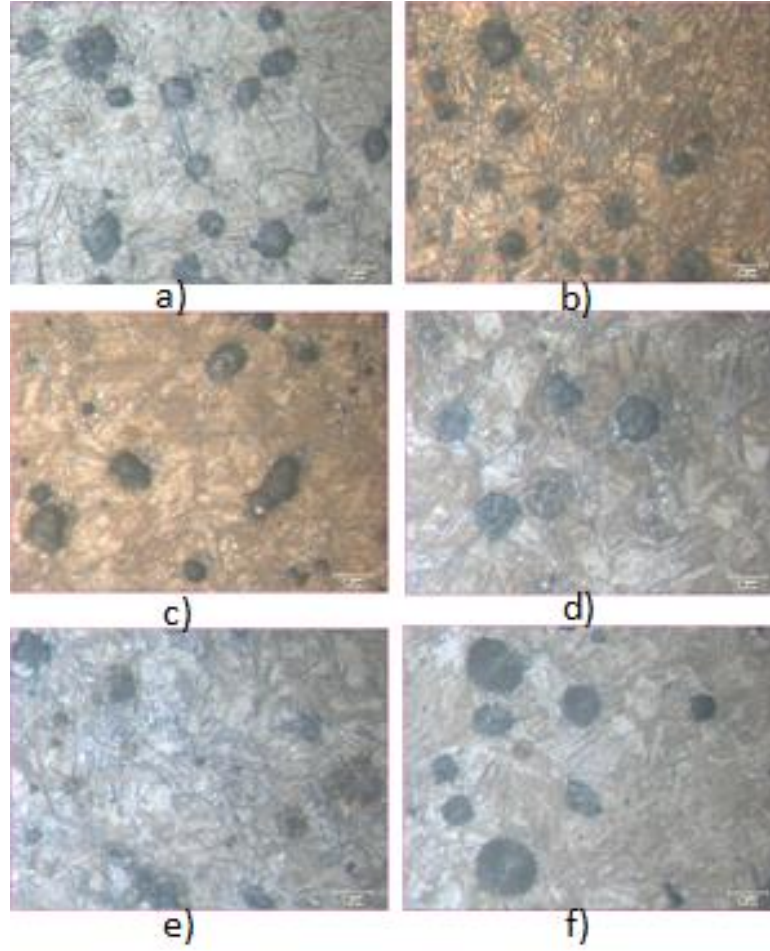


Şekil 3.12. Östemperleme Fırınında Belirlenen Sürelerde Sepet İçerisinde Çıkarılmış Numuneler

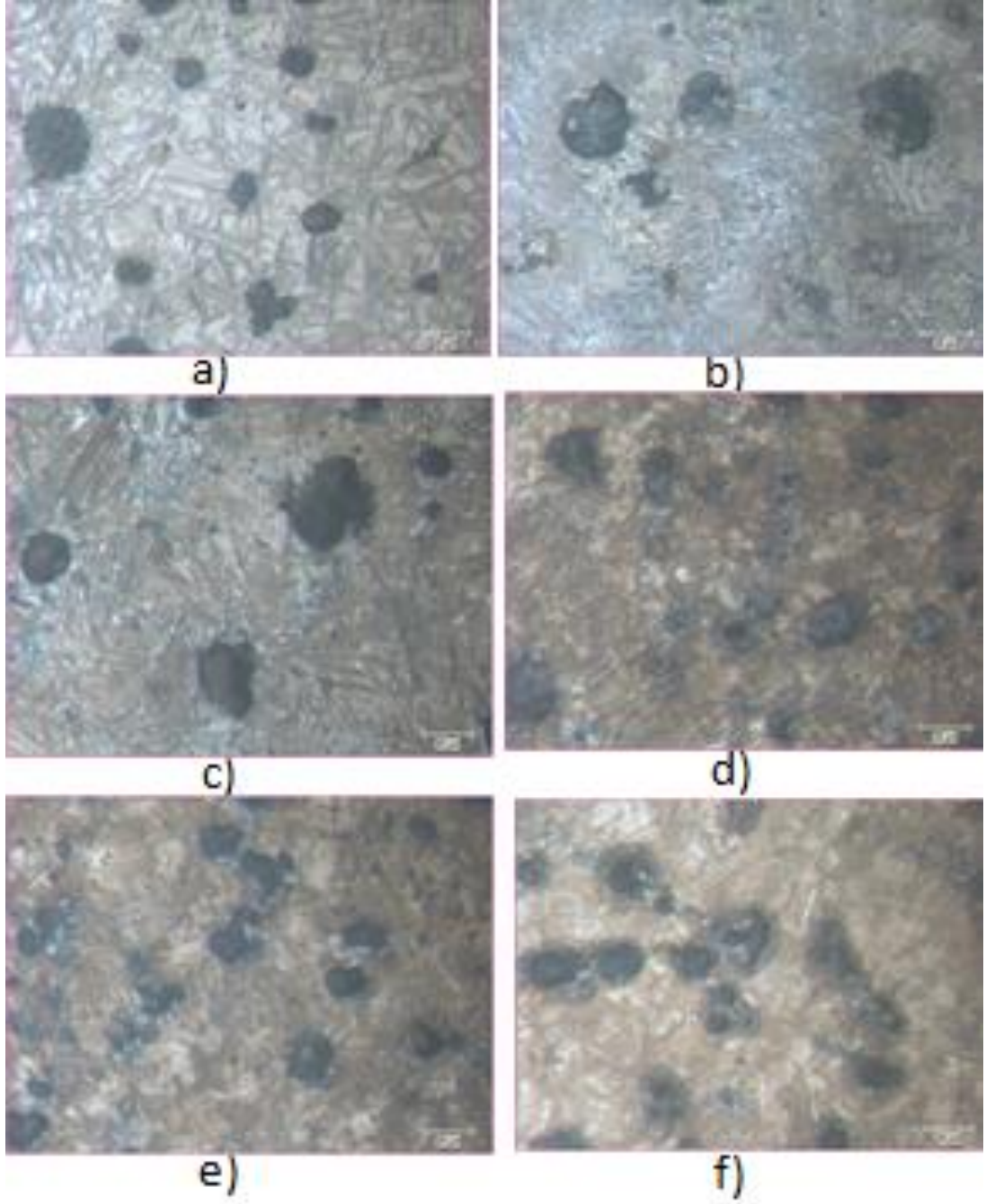
BÖLÜM 4. SONUÇLAR

Östemperlenmiş numuneler havada soğumaya bırakılıp sıcaklıkları 20°C'ye geldiğinde Ø20 H:20 mm boyutlarındaki numuneler H:10 mm olacak şekilde kesme diskli ile ikiye bölünmüştür. Sırasıyla 400,600 ve 800'lük zımparalarda metalografik olarak hazırlanmış son olarak alümina solüsyon kullanılarak parlatma yapılmıştır. Sertlik ölçümleri 30000kg yük altında Ø10mm bilya ile yük 30 sn uygulanarak gerçekleştirilmiş, iz çapı ölçülerek makina ekranından ölçülen sertlik değeri okunmuştur. Çekme deneyleri ise östemperlenmiş çekme çubukları yüzeyine yapışan tuz tabakası, çekme cihazı çenelerinde tutunma sorunu yaratmaması için 1 saat suda bekletilip ardından 600'lük zımpara ile zımparalanarak hem temizlenmiş hem de yüzey pürüzleri giderilmiştir. Çekme deneyleri ise ISO 6892-1standardına uygun olarak 2mm/dk hızda gerçekleştirilmiştir.

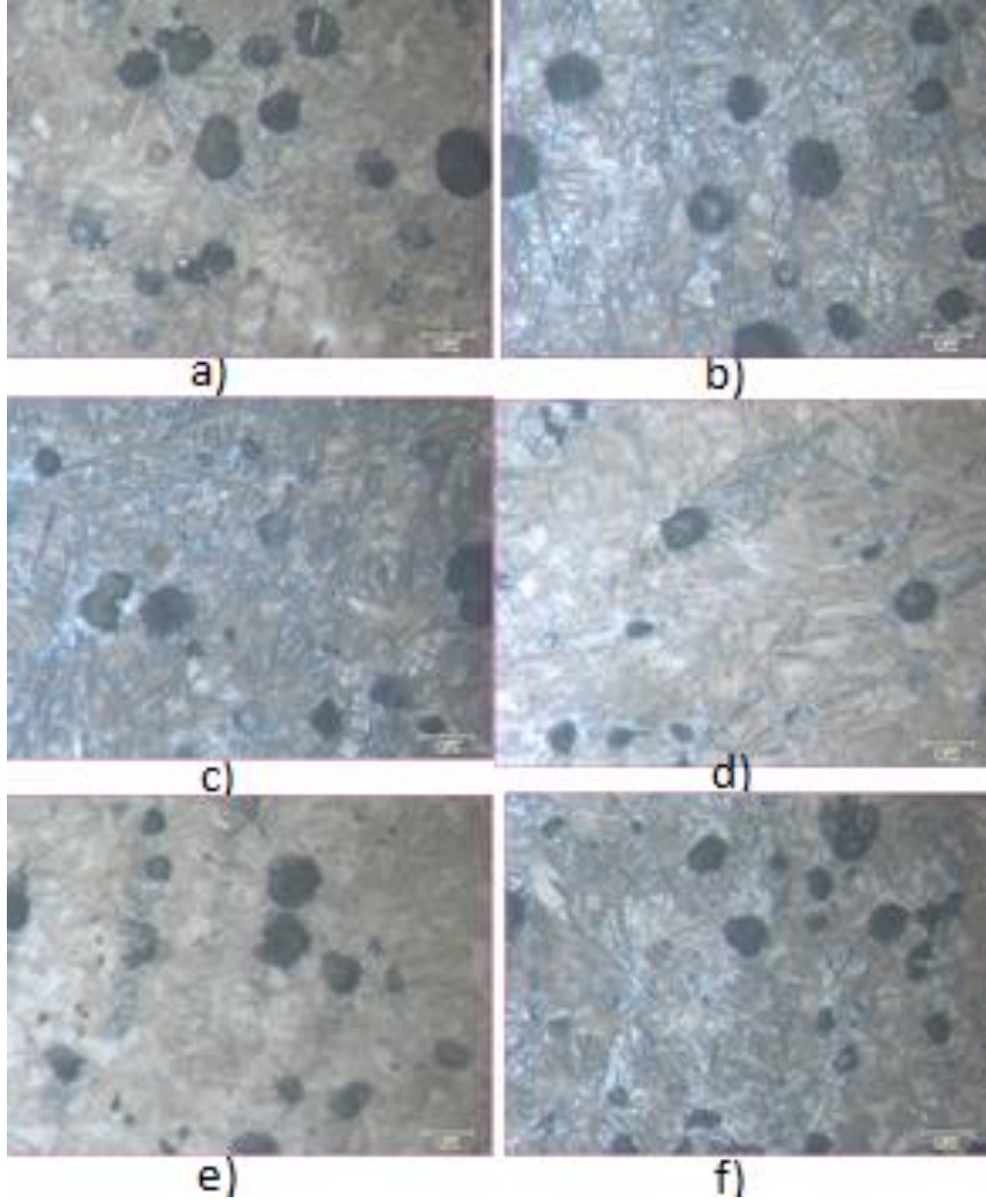
4.1. Mikroyapısal İncelemeler (Optik Ve SEM)



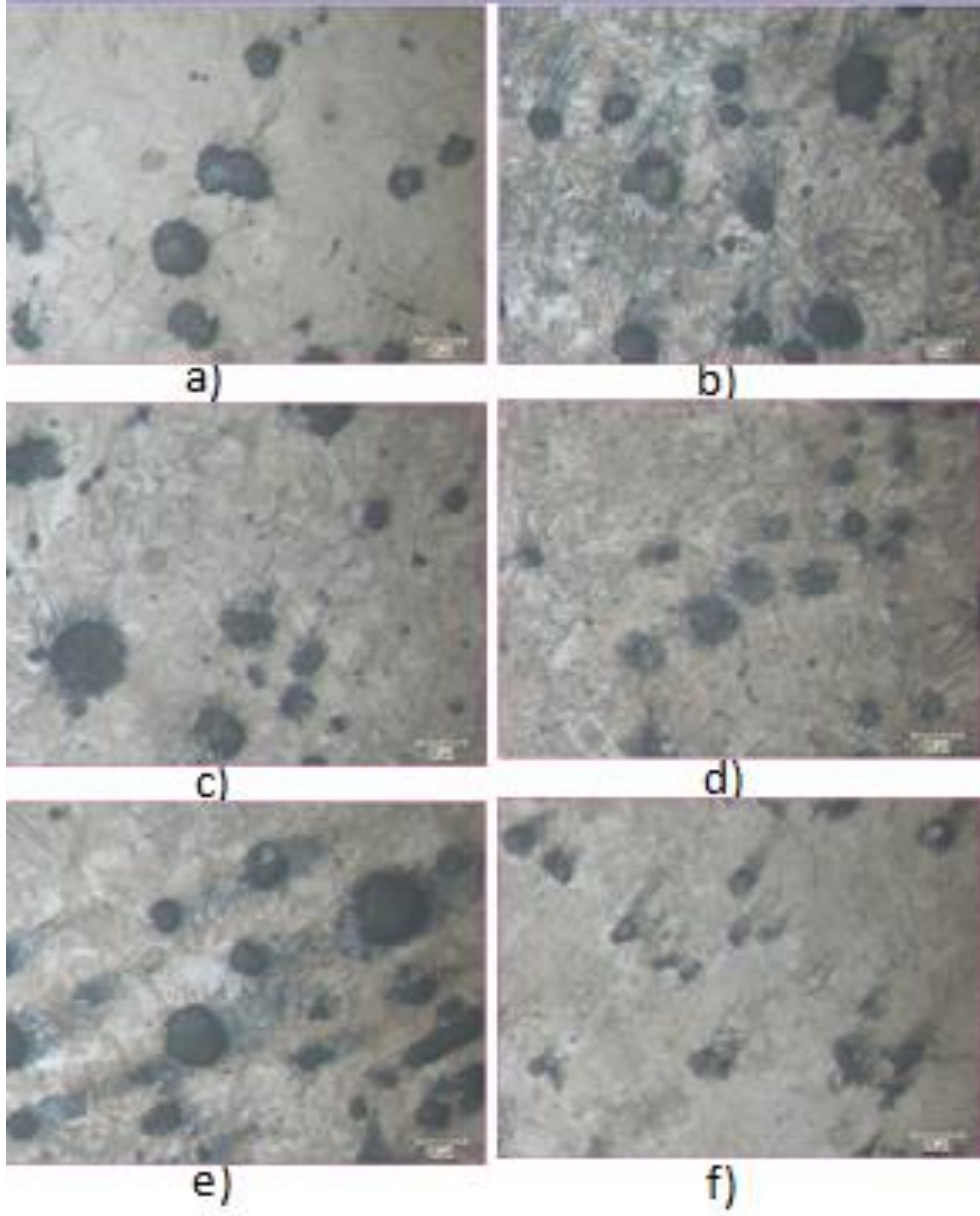
Şekil 4.1. 500X Büyütmde 950 °C östenitleme 400 °C östemperleme sırasıyla; a)5-b)15-c)30-d)60-e)90 ve f)120 dk



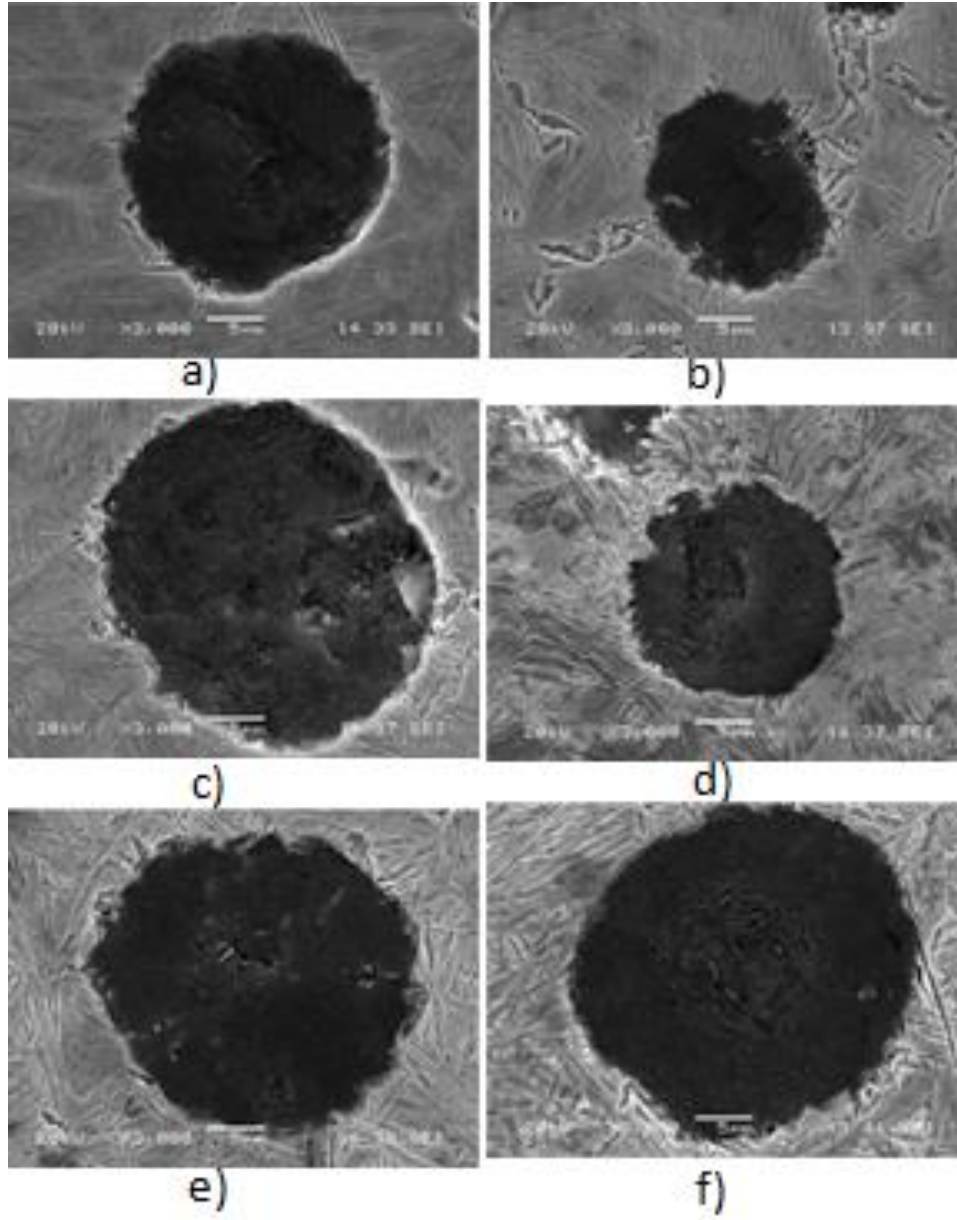
Şekil 4.2. 500X Büyütmde 950 °C östenitleme 350 °C östemperleme sırasıyla; a)5-b)15-c)30-d)60-e)90 ve f)120 dk



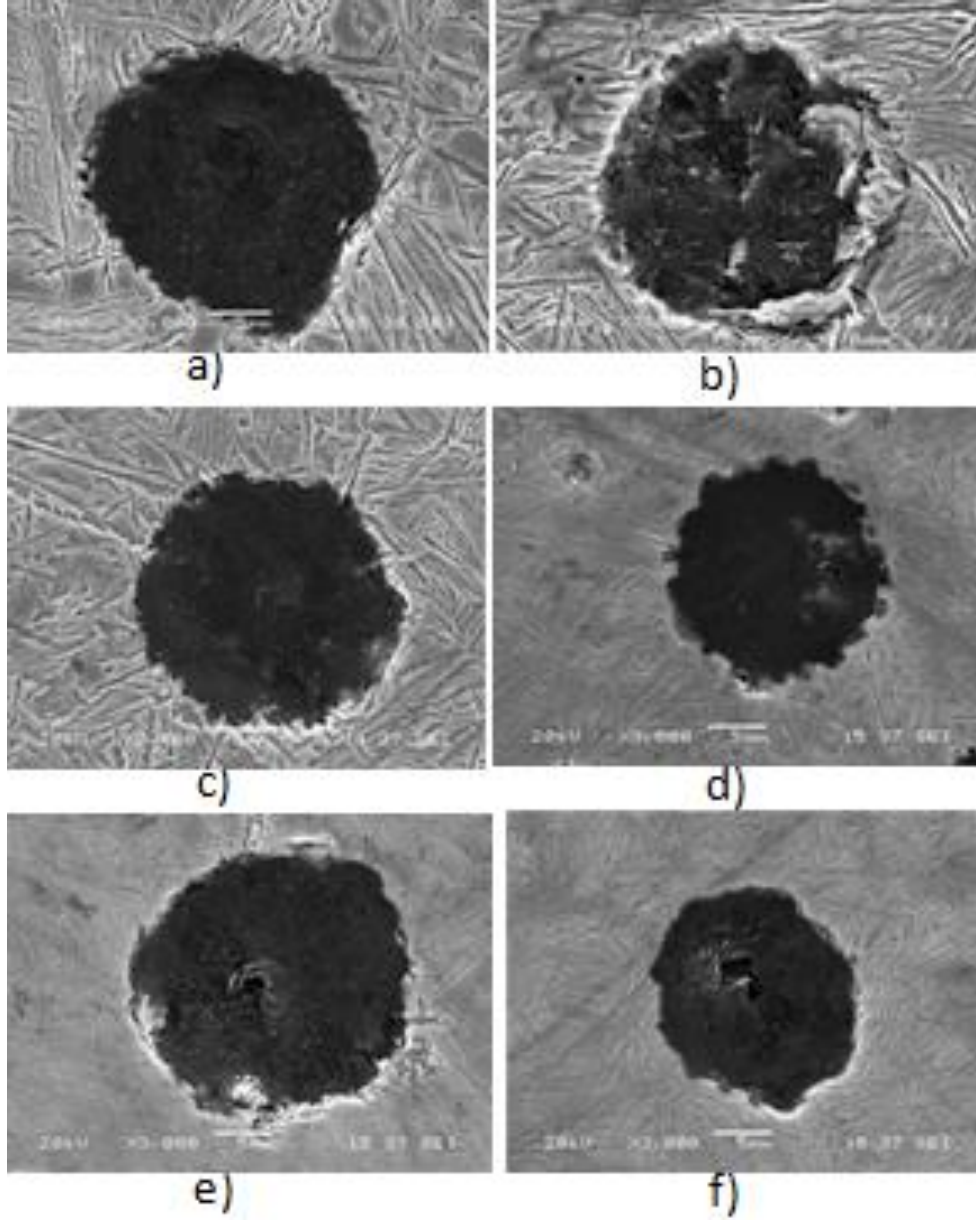
Şekil 4.3. 500X Büyütmde 950 °C östenitleme 300 °C östemperleme sırasıyla; a)5-b)15-c)30-d)60-e)90 ve f)120 dk



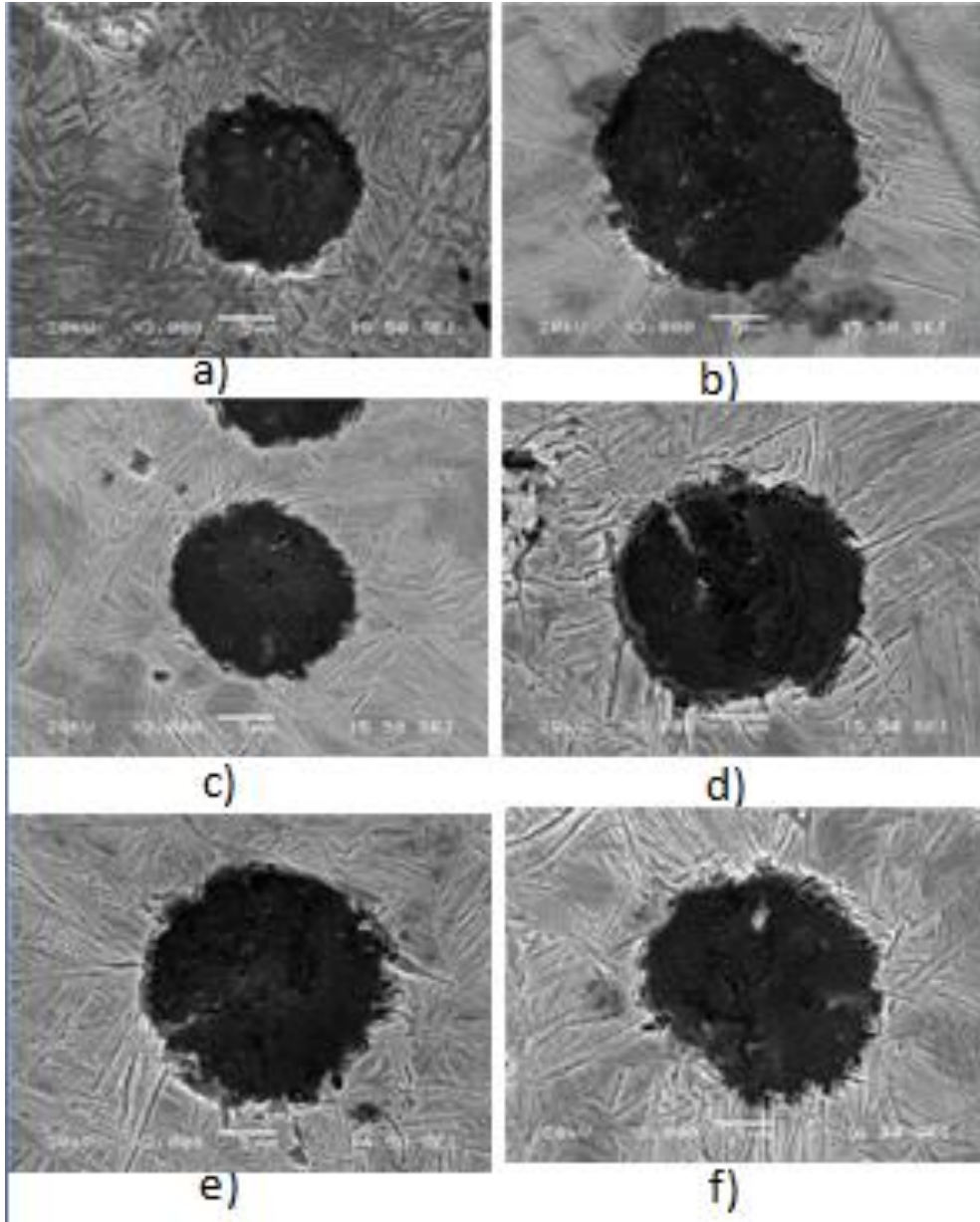
Şekil 4.4. 500X Büyütmede 950 °C östenitleme 250 °C östemperleme sırasıyla; a)5-b)15-c)30-d)60-e)90 ve f)120 dk



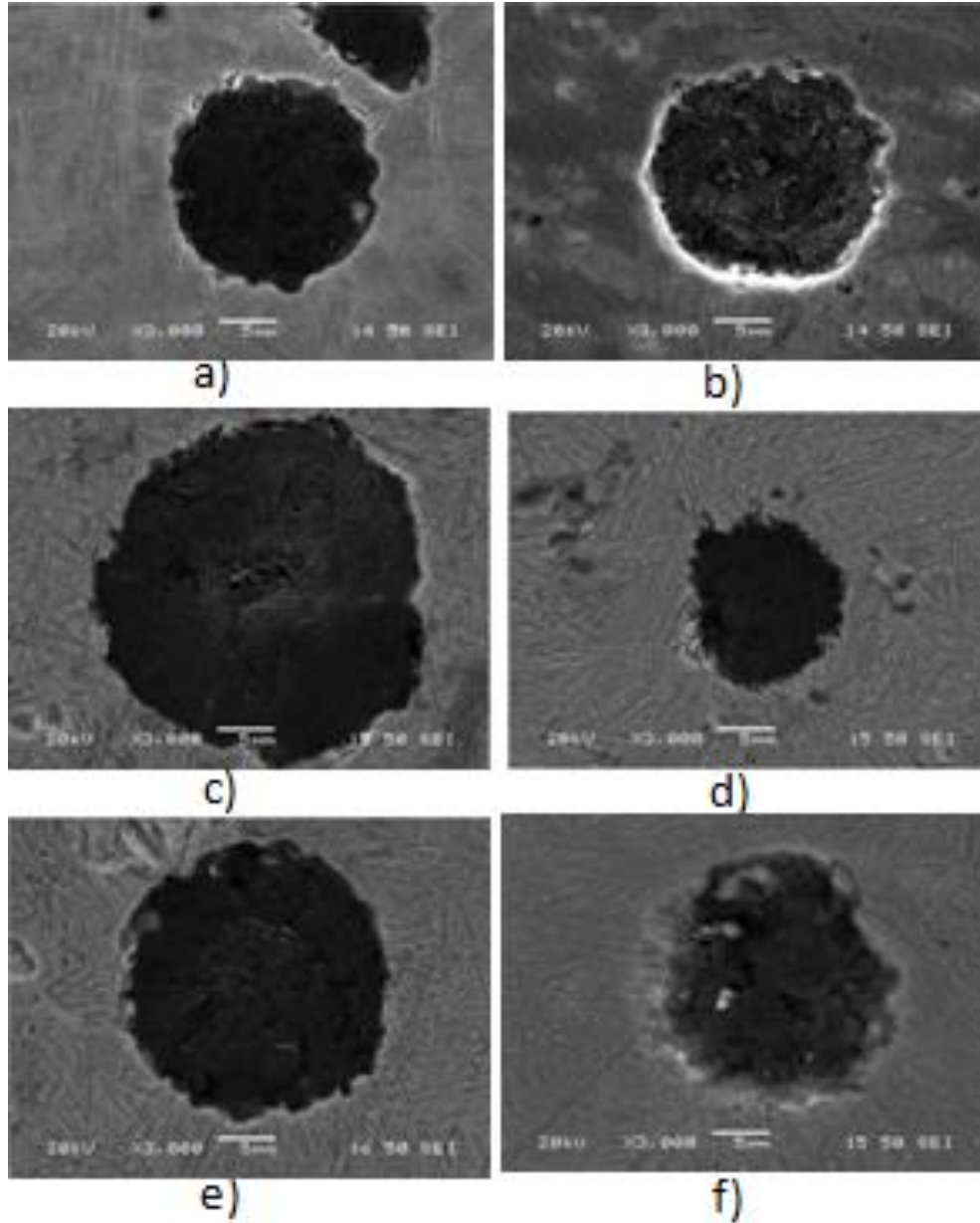
Şekil 4.5. 3000X Büyütmde 950 °C östenitleme 400 °C östemperleme sırasıyla; a)5-b)15-c)30-d)60-e)90 ve f)120 dk



Şekil 4.6. 3000X Büyütmde 950 °C östenitleme 350 °C östemperleme sırasıyla; a)5-b)15-c)30-d)60-e)90 ve f)120 dk



Şekil 4.7. 3000X Büyütmde 950 °C östenitleme 300 °C östempeme sırasıyla; a)5-b)15-c)30-d)60-e)90 ve f)120 dk



Şekil 4.8. 3000X Büyütmede 950 °C östenitleme 250 °C östemperleme sırasıyla; a)5-b)15-c)30-d)60-e)90 ve f)120 dk

Tablo 4.1. 950 °C'de östenitleme sonrası 250,300,350 ve400°C'de östemperlenen numunelerin sonuçları

Östemperleme Sıcaklığı °C	Östemperleme Süresi dk	Çekme Mukavemeti Mpa	% Uzama	Sertlik HB	Çekme Tokluğu (10-3 J/mm ³)
250 °C	5	1420	1,95%	629	27,69
250 °C	15	1580	3,53%	508	55,77
250 °C	30	1600,00	5,72%	520	91,52
250 °C	60	1550	3,32%	514	51,46
250 °C	90	1580	3,30%	495	52,14
250 °C	120	1560	3,75%	518	58,50
300 °C	5	1265	2,15%	412	27,20
300 °C	15	1339,00	3,82%	455	51,15

Tablo 4.1. (Devamı)

300 °C	30	1340,33	4,70%	452	63,00
300 °C	60	1381,00	5,40%	451	74,57
300 °C	90	1242	3,90%	435	48,44
300 °C	120	1320,33	4,70%	455	62,06
350 °C	5	1235,2	4,60%	410	56,82
350 °C	15	1185,67	7,20%	360	85,37
350 °C	30	1088,7	3,50%	355	38,10
350 °C	60	1445,00	4,30%	509	62,14
350 °C	90	1495,67	6,80%	497	101,71
350 °C	120	1632	6,10%	466	99,55
400 °C	5	953	4,05%	540	38,60
400 °C	15	1425	6,20%	465	88,35
400 °C	30	1464	3,40%	463	49,78
400 °C	60	1248	5,20%	402	64,90
400 °C	90	1299	2,30%	405	29,88
400 °C	120	1227	2,10%	410	25,77

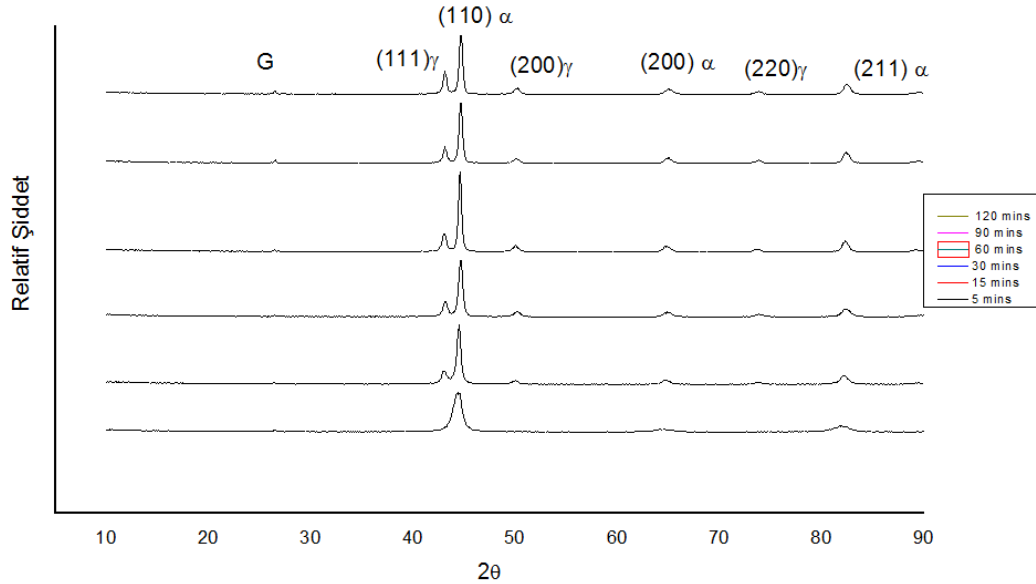
Tablo 4.2. 900 °C'de östenitleme sonrası 250,300,350 ve400°C'de östemperlenen numunelerin sonuçları

Östemperleme Sıcaklığı °C	Östemperleme Süresi dk	Çekme Mukavemeti Mpa	% Uzama	Sertlik HB	Çekme Tokluğu (10-3 J/mm3)
250 °C	5	1466	2,05%	340	30,05
250 °C	15	1421	3,72%	432	52,86
250 °C	30	1621,33	5,30%	320	85,93
250 °C	60	1436,67	3,45%	325	49,57
250 °C	90	1462,33	3,42%	470	50,01
250 °C	120	1388	3,59%	475	49,83
300 °C	5	1387	2,45%	442	33,98
300 °C	15	1479	4,58%	444	67,74
300 °C	30	1483	5,50%	341	81,57
300 °C	60	1484,33	6,42%	327	95,29
300 °C	90	1336	3,70%	323	49,43
300 °C	120	1631	4,12%	330	67,20
350 °C	5	1340	4,30%	307	57,62
350 °C	15	1255,3	8,02%	298	100,68
350 °C	30	1152,7	3,18%	303	36,65
350 °C	60	1022	4,23%	308	43,23
350 °C	90	1214	7,30%	343	88,62
350 °C	120	1326	6,00%	326	79,56
400 °C	5	1256	4,10%	274	51,50
400 °C	15	1296	6,40%	333	82,94
400 °C	30	1015	3,20%	332	32,48
400 °C	60	1081	5,20%	322	56,21
400 °C	90	1300	1,20%	325	15,60
400 °C	120	1302	2,20%	328	28,64

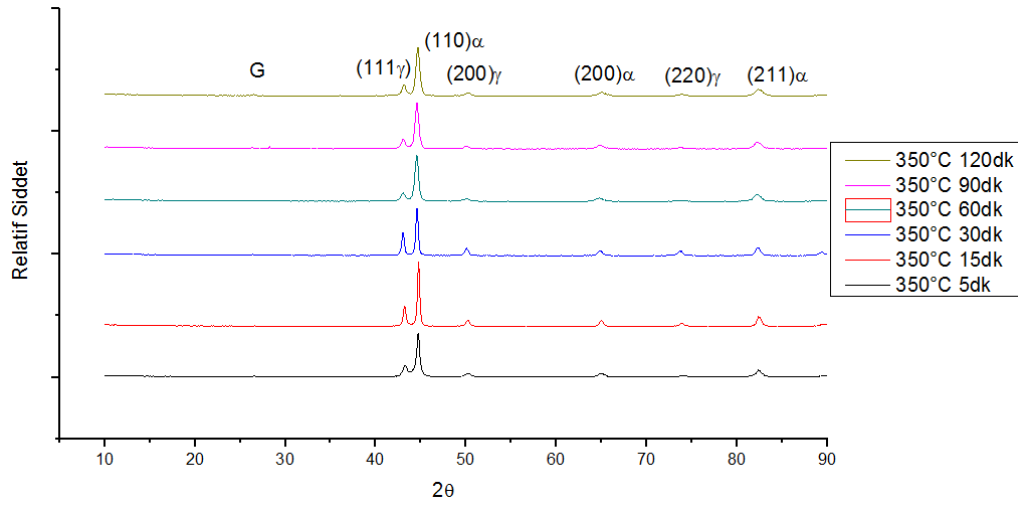
4.2. XRD Analizleri

X-ışını kaynağı olarak $\text{CuK}\alpha$ ışını ($\lambda = 1.54059 \text{ \AA}$) kullanılarak 40 kV ve 30mA'da XRD incelemesi tamamlanmıştır. Numuneler 2θ 0-90° aralığında 0,03°/dk tarama hızında taranmıştır. Yüksek karbonlu östenit fazının hacim oranının belirlenmesinde (200), (220) östenit ve (200), (211) ferrit pikleri kullanılmıştır. Kalıntı östenit hesaplamalarında ise ASTM E975-13'de belirtilen denklem 1 kullanılmıştır (ASTM E975-13). R değerleri (200), (211) ferrit ve (200), (220) östenit pikleri için sırasıyla; 20.99, 182.15, 36.46 ve 54.02 alınmıştır. (Wang B. 2017) Numuneler yüzey pürüzlüğünün X ışını şiddetinde absorpsiyonlara sebebiyet vermeden doğru bir analiz yapılabilmesi için optik metalografiye uygun olarak dağlanmış bir şekilde hazırlanmıştır (Nalçacı B. 2020).

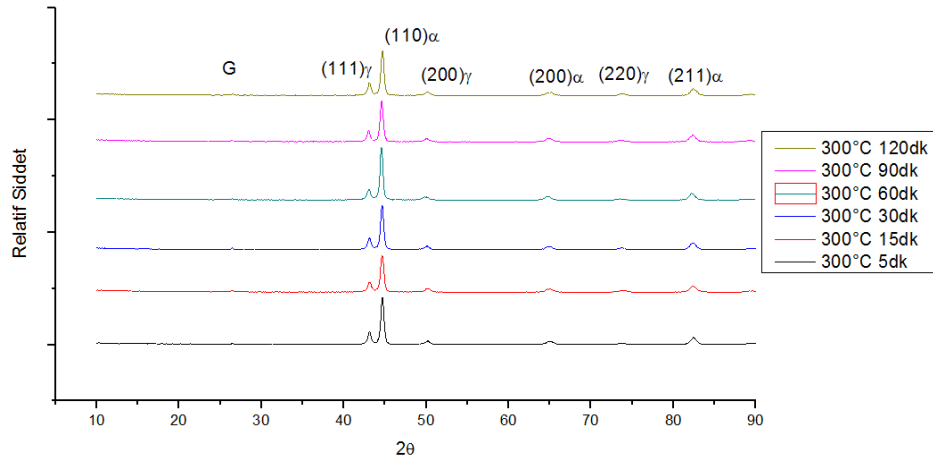
$$V_{\gamma} = \frac{0.5 \left[\frac{I_{\gamma(200)}}{R_{\gamma(200)}} + \frac{I_{\gamma(220)}}{R_{\gamma(220)}} \right]}{0.5 \left[\frac{I_{\alpha(200)}}{R_{\alpha(200)}} + \frac{I_{\alpha(211)}}{R_{\alpha(211)}} \right] + 0.5 \left[\frac{I_{\gamma(200)}}{R_{\gamma(200)}} + \frac{I_{\gamma(220)}}{R_{\gamma(220)}} \right]} \quad (4.1)$$



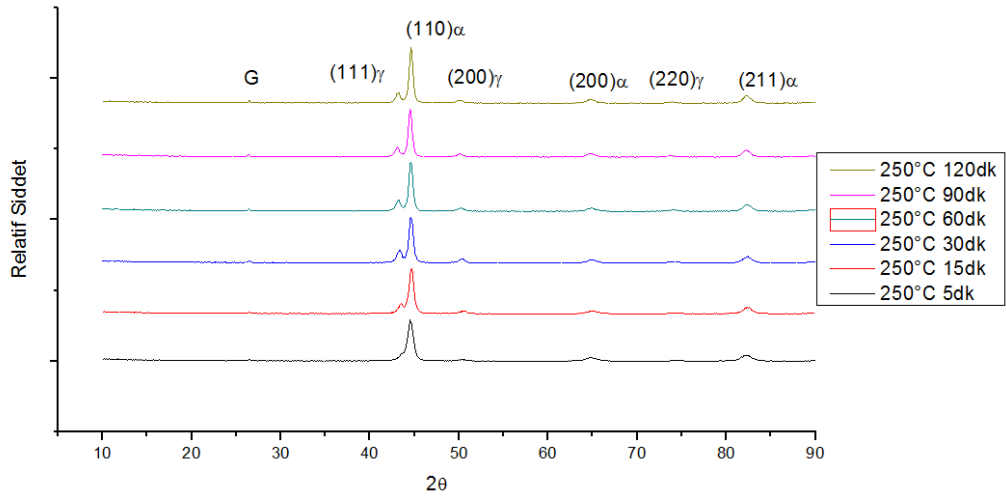
Şekil 4.9. 950 °C östenitlenen ve 400 °Cde östemperlenen numunelerin XRD analizleri



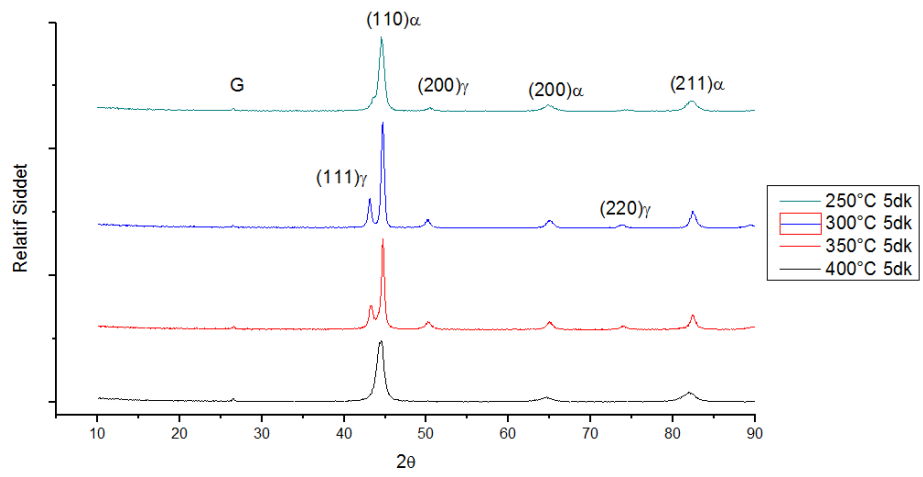
Şekil 4.10. 950 °C östenitlenen ve 350 °Cde östemperlenen numunelerin XRD analizleri



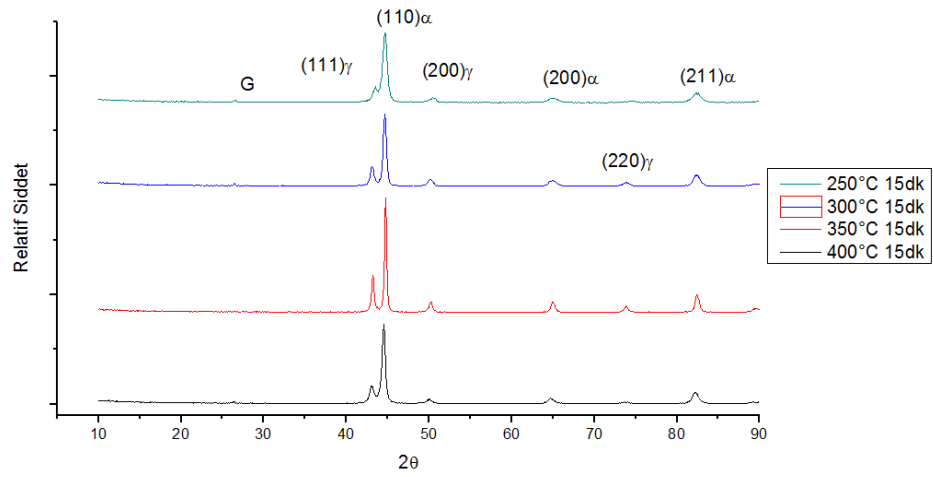
Şekil 4.11. 950 °C östenitlenen ve 300 °Cde östemperlenen numunelerin XRD analizleri



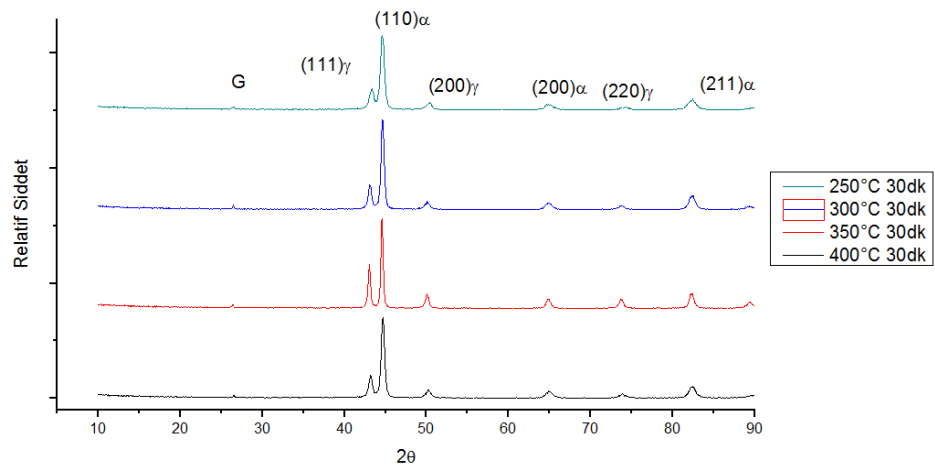
Şekil 4.12. 950 °C östenitlenen ve 250 °Cde östemperlenen numunelerin XRD analizleri



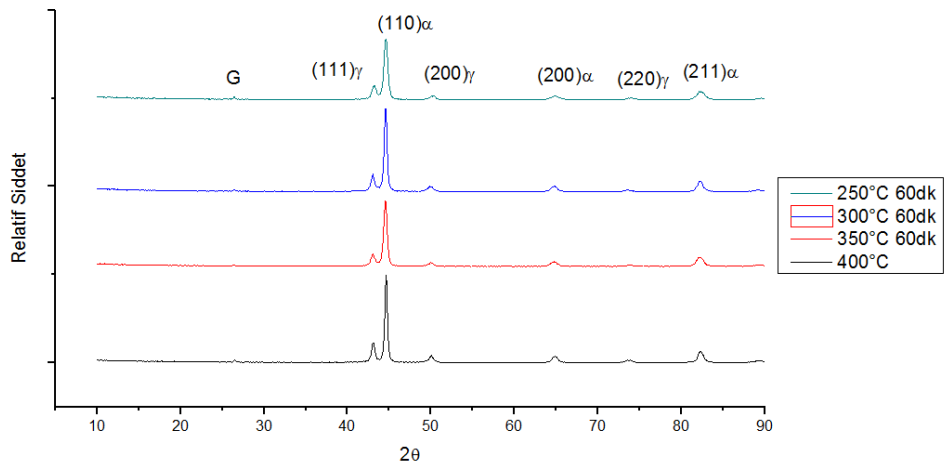
Şekil 4.13. 950 °C östenitlenen ve 5dk östemperlenen numunelerin XRD analizleri



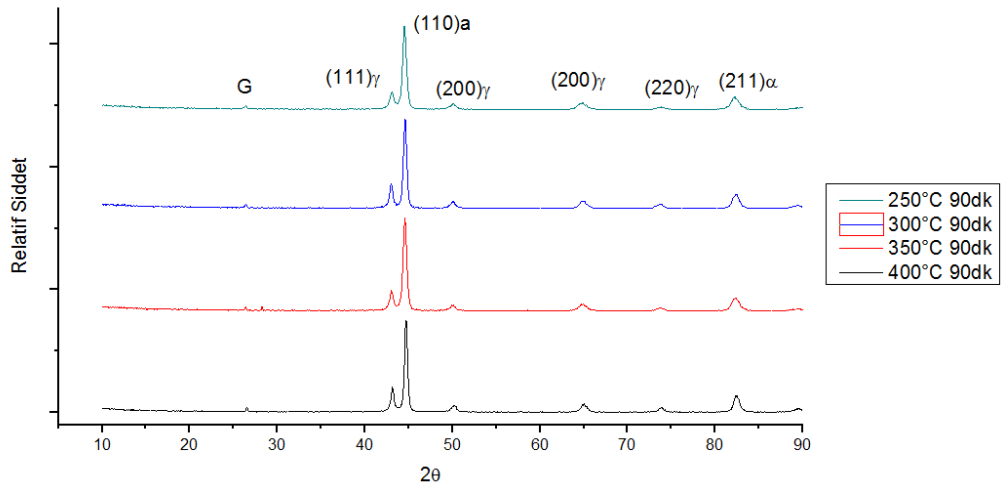
Şekil 4.14. 950 °C östenitlenen ve 15dk östemperlenen numunelerin XRD analizleri



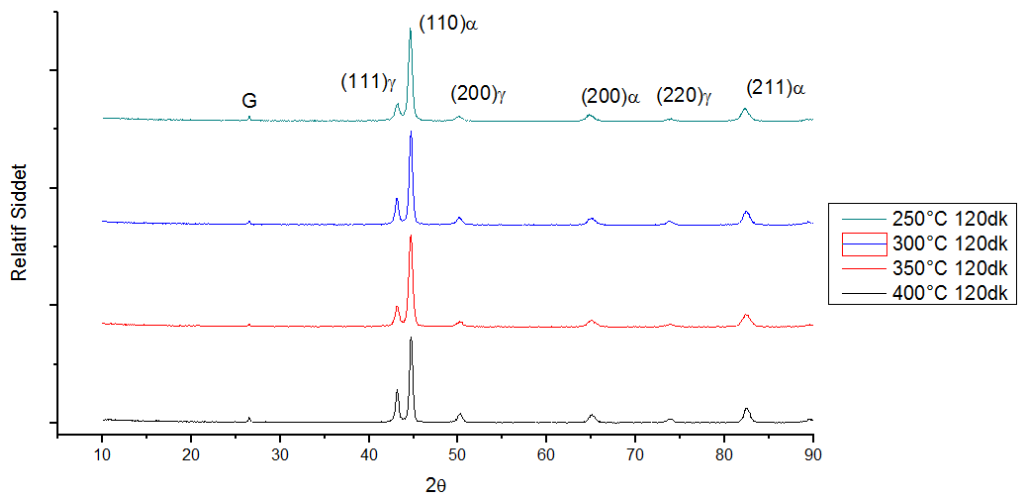
Şekil 4.15. 950 °C östenitlenen ve 30dk östemperlenen numunelerin XRD analizleri



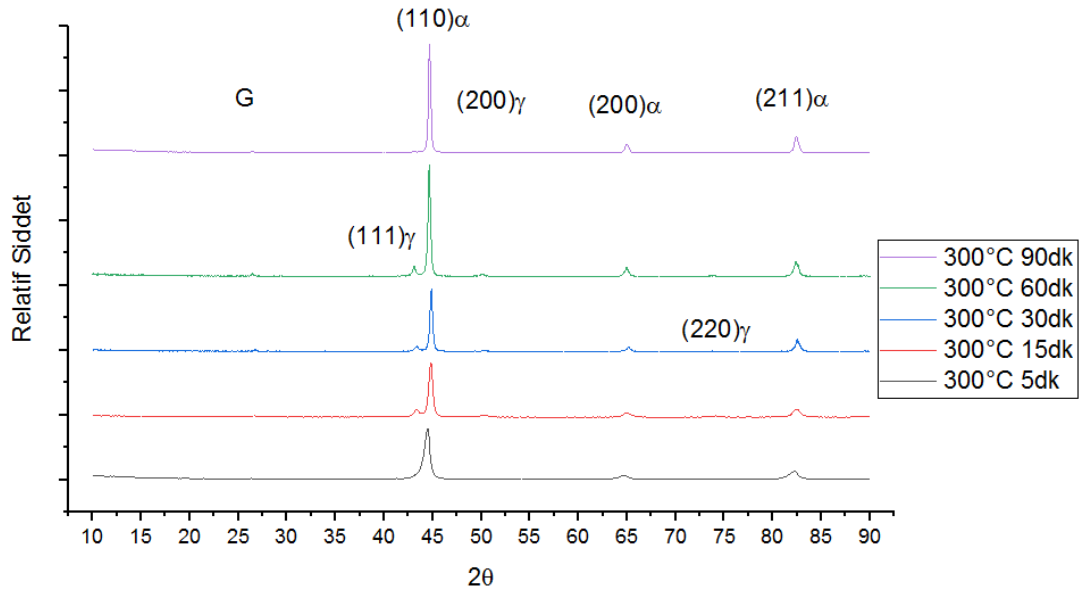
Şekil 4.16. 950 °C östenitlenen ve 60dk östempelenen numunelerin XRD analizleri



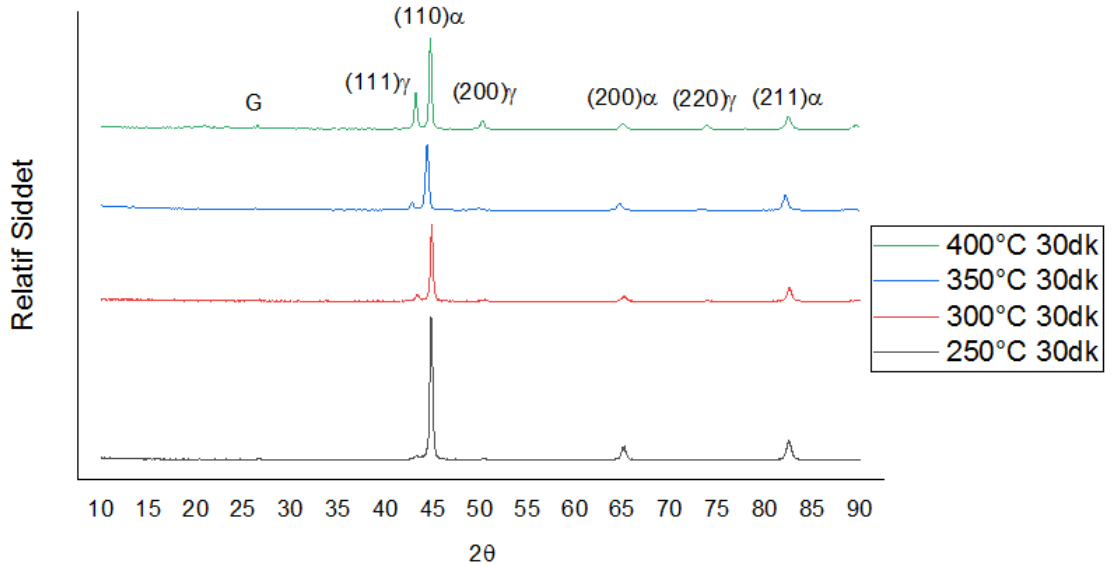
Şekil 4.17. 950 °C östenitlenen ve 90dk östempelenen numunelerin XRD analizleri



Şekil 4.18. 950 °C östenitlenen ve 120dk östempelenen numunelerin XRD analizleri



Şekil 4.19. 900 °C östenitlenen ve 300 °C östempirlenen numunelerin XRD analizleri



Şekil 4.20. 900 °C östenitlenen ve 30 dk farklı sıcaklıklarda östempirlenen numunelerin XRD analizleri

Aşınma deneyleri; abrasif aşınma mekanizması olarak döner tip zımpara makinasında 120'lik zımpara üzerinde ve 1 kg yük altında sırasıyla; 1,2,3,5,7,10 ve 15 dk süreler ve bu sürelerle karşılık (makinanın dönme devir hızı ve numunenin sabitlendiği çap'a göre) 157,26 m, 314,52 m, 471,78 m, 786,30 m, 1.100,82 m, 1.572,60 m ve 2.358,90 m yollarda gerçekleşmiştir. 900⁰C ösenitlenen ve 250⁰C ve

350°C'de östemperlenen numunelerin birbirlerine ve ısılsız işlemsiz döküm hallerine göre karşılaştırması yapılmıştır.

Tablo 4.3. 900°C Östenitleme Ve 250°C'de Östemperlenen Numunelerin Aşınma Deney Sonuçları

	m0 gr	60.s gr	120.s gr	180.s gr	300.s gr	420.s gr	600.s gr	900.s gr
Döküm	16,0819	15,7309	15,5236	15,3612	15,0865	14,8391	14,3122	13,7575
5 dk	16,6283	16,5548	16,5146	16,4882	16,4473	16,4184	16,3634	16,2451
15 dk	16,7486	16,6685	16,639	16,6003	16,554	16,5153	16,478	16,3682
30 dk	16,9397	16,8353	16,7731	16,7142	16,6513	16,6155	16,5808	16,4792
60 dk	16,5289	16,4447	16,4186	16,4047	16,386	16,3652	16,3518	16,2395
90 dk	17,9761	17,8939	17,8444	17,8111	17,7736	17,7409	17,706	17,5935
120 dk	15,1415	15,0497	15,0152	14,9925	14,9618	14,926	14,8903	14,7616

Tablo 4.4. 900°C Östenitleme Ve 350°C'de Östemperlenen Numunelerin Aşınma Deney Sonuçları

	m0 gr	60.s gr	120.s gr	180.s gr	300.s gr	420.s gr	600.s gr	900.s gr
Döküm	16,0819	15,7309	15,5236	15,3612	15,0865	14,8391	14,3122	13,7575
5 dk	18,0017	17,8966	17,845	17,8168	17,7782	17,749	17,7066	17,6146
15 dk	16,4727	16,32	16,2425	16,2	16,1408	16,094	16,0747	15,9346
30 dk	14,9281	14,747	14,6657	14,603	14,5204	14,4796	14,4281	14,3344
60 dk	17,6396	17,404	17,2373	17,1032	16,9104	16,7604	16,6106	16,2776
90 dk	18,258	18,0239	17,8775	17,7627	17,6016	17,5017	17,3985	17,1177
120 dk	16,2092	16,1517	16,1224	16,0946	16,0649	16,0265	15,9991	15,9257

BÖLÜM 5. SONUÇLARIN DEĞERLENDİRİLMESİ

Şekil 4.1.-4.3.'de verilen optik mikroyapılar incelendiğinde; östemperleme süresindeki artışla ösferritik yapının kabalaştığı görülmüştür. Bunun yanı sıra grafitlerin küresellikleri de bozulma eğilimindedir. Yeni nesil yüksek silisli küresel grafitli ferritik dökme demirlerin, perlitik-ferritik matriksli yaygın standart malzeme karşılığına kıyasla da grafit sayısı ve şekil yönünden sahip olduğu bir eksiklik göz ardı edilirse bu bozulmanın karbon difüzyonu kaynaklı olabileceği mutlak kuvvetle öne sürülebilir. Ancak yine difüzyon söz konusu olduğunda mutlaka ele alınması gereken sıcaklık fonksiyonu da düşünüldüğünde, grafit şeklindeki karbon difüzyonu kaynaklı bozunmanın en yüksek östemperleme sıcaklığında daha fazla olması beklenirdi ancak mikroyapılar bu varsayımı doğrulamamaktadır. Bu nedenle östemperleme sonrası nihai küresel grafit yapısının ısıtma işlem öncesi durumla ilişkisi daha kuvvetlidir.

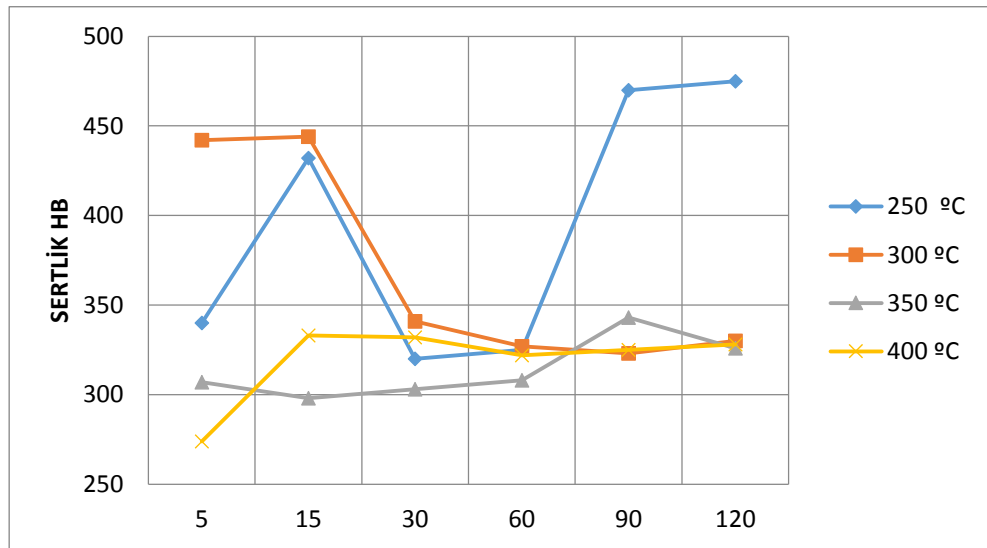
Mikroyapıların hiçbirisinde, östemperlemenin ikinci kademe reaksiyon ürünü olan karbür yapısına rastlanmamıştır. Bu sonuç; yüksek silisyum içeriğinin, döküm prosesinde olduğu gibi östemperleme ısıtma işleminde de karbür oluşumunu engelleyip, ferritik fazı kararlı kıldığı ve bununda literatürle uyum içinde olduğu anlaşılmaktadır (Yurekturk Y. 2018, Wolfram S. 2012, Piaskowski J. 2003, Sheikh M.A. 2008,). Yine perlitik-ferritik matriksli yaygın standart malzeme karşılığına (EN GJS 500-7) göre östemperlemede süresi 2. kademe reaksiyonun başlamasıyla sınırlanan bir "proses penceresi" olmadığını göstermektedir. Aynı malzeme ile yapılan bir ön ısıtma işlem çalışmasında, östenitleme sonrası havada soğutulan numunede perlitik yapı oluşumu gözlemlenmiştir. % uzamadaki düşüş oranla (%15,7 den %4,2'ye) çekme mukavemetindeki artışın (552MPa'dan 810MPa'a) fazla olmaması, bu malzeme için havada soğutmayla elde edilecek soğuma hızının çok da tercih edilmeyecek bir deney koşulunu teşkil ettiği söylenebilir (Erturk S. 2020b). Nihayetinde karbür

oluşmasa da tokluk anlamında mekanik özellikleri iyileştirmeyen bir koşul olarak "proses penceresi" nin sıcaklık anlamında alt sınırını temsil edebilir.

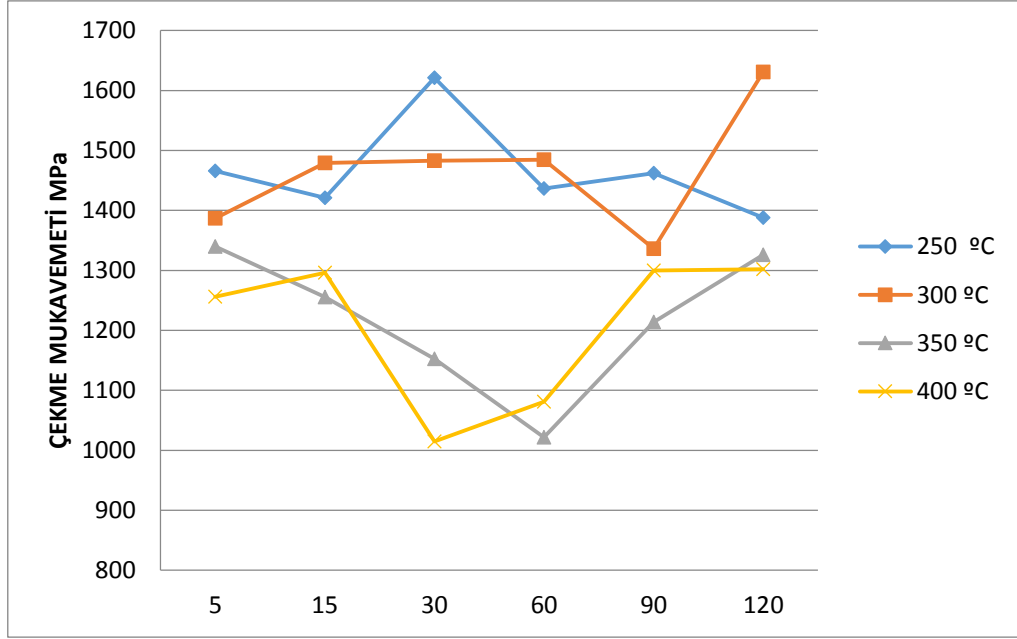
Şekil 4.4.-4.7.'de verilen SEM görüntüleri incelendiğinde, 3000X gibi yüksek bir büyütmede daha net mikroyapı görüntüleri elde edilmiş olup sadece 400°C de 5dk östemperlenen numunenin merkezinde martenzitik oluşumlar gözlemlenmiştir. Bu sonuç kısa süreli östemperleme sonrası havada gerçekleşen soğuma kaynaklı yaygın standarttaki perlitik-ferritik malzemelerde de görülen bir durumdur. Kısa süreli östemperleme işleminde, difüzyon için süresinin yetersiz kalmasından kaynaklı karbonca zenginleşmemiş bir miktar östenit, bu martenzitik dönüşüm meydana gelmiştir. Bunun yanı sıra, tüm mikroyapılarda (tüm ısıl işlem şartlarında) ösferritik yapı net bir şekilde görülmektedir. 400°C de yapılan östemperleme sonucunda kaba ve tüylü görünümlü üst ösferrit yapısı olarak adlandırılan yapı görülürken, 250 °C östemperleme sıcaklığına doğru düştükçe ince ve iğnesel yapıli alt ösferrit yapısı görülmektedir. Sabit bir östemperleme sıcaklığında farklı sürelerde uygulanan ısıl işlemin mikroyapısal etkisi ise süre uzadıkça hem kalıntı östenit yapısı hem de ösferritik yapılar belirginleşmiş yani kabalaşmıştır. Bunun nedeni ferrit plakaları büyümeye devam ederken atılan karbonla, diğer faz olan kalıntı östenitin karbona daha fazla doyararak kararlılığını arttırmasıdır.

Mekanik özellikler incelendiğinde; östemperleme sıcaklığındaki azalma, her iki östenitleme sıcaklığı için (900°C ve 950°C) sertlikleri arttırdığı görülmüştür. Tüm östemperleme süreleri içinde maksimum ve ortalama olarak da en yüksek sertlik değerleri 250°C'de östemperlenen numunelerde bulunmuştur (Şekil 5.1.-5.5.). Maksimum sertlik değerleri kendi aralarında incelendiğinde ise 950°C'den 250°C'ye östemperlenen numune de sertlik 900°C'de östenitlenene göre daha yüksek gerçekleşmiştir. Östenitleme ve östemperleme sıcaklıkları arasındaki farkın büyüklüğü bu sonucu yaratan itici bir güç olmuştur. En düşük sertlik değerleri ise östenitleme sıcaklığından bağımsız olarak 350°C'de östemperlenen numunelerde gerçekleşmiştir.

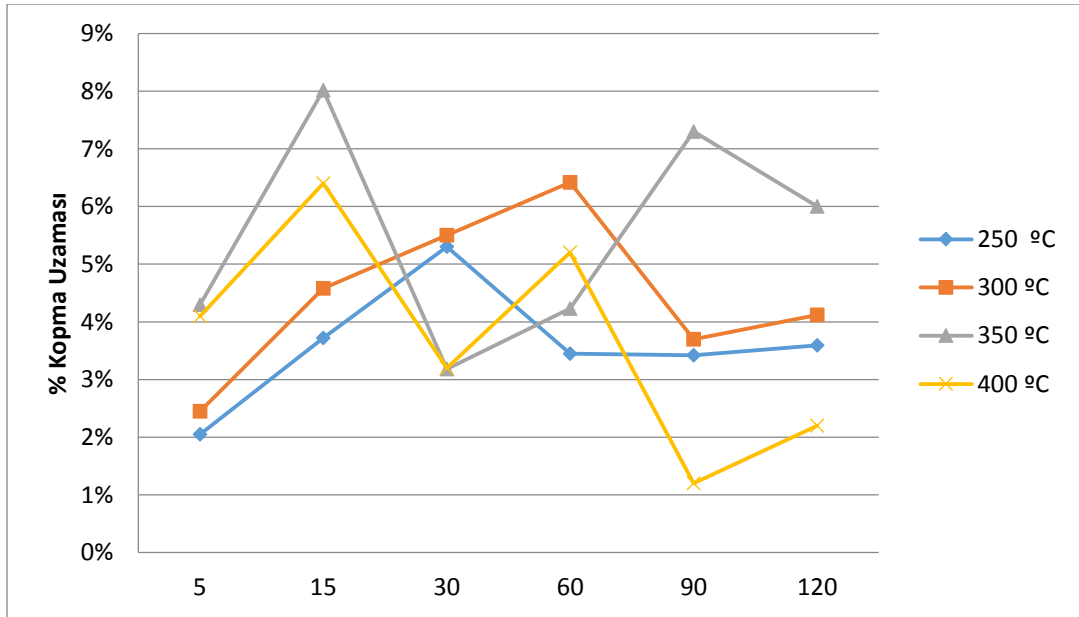
Çekme mukavemetleri kıyaslandığında ise en yüksek çekme mukavemet değerleri maksimum ve ortalama olarak 250°C'de östemperlenen numunelerde ölçülmüştür. (Şekil 5.2.-5.6.). 950°C östenitleme ve 400°C östemperleme uygulanan numune haricinde, östemperleme sıcaklığı yükseldikçe çekme mukavemeti düşmektedir. 900°C'de östenitlenen numunelerde benzer durumun görülmemesi numune mikroyapısının başlangıç koşullarındaki farklılaşmasından kaynaklabileceğini göstermektedir. Prabhukumar S. ve arkadaşlarının 2018 yılında yayınladıkları çalışma, benzer yorumları getiren deneysel sonuçlara sahiptir (Prabhukumar S. 2018). Her iki östenitleme sıcaklığında her bir östemperleme sıcaklığına göre sürenin etkisi incelendiğinde çekme mukavemeti değerlerinin kendi içinde düşük başlayıp bir maksimum değere ulaştıktan sonra tekrar düşüşe geçtiği görülmüştür. XRD faz analizleri sonuçlarına %uzama sonuçlarıyla birlikte göre tekrar yorumlanacaktır.



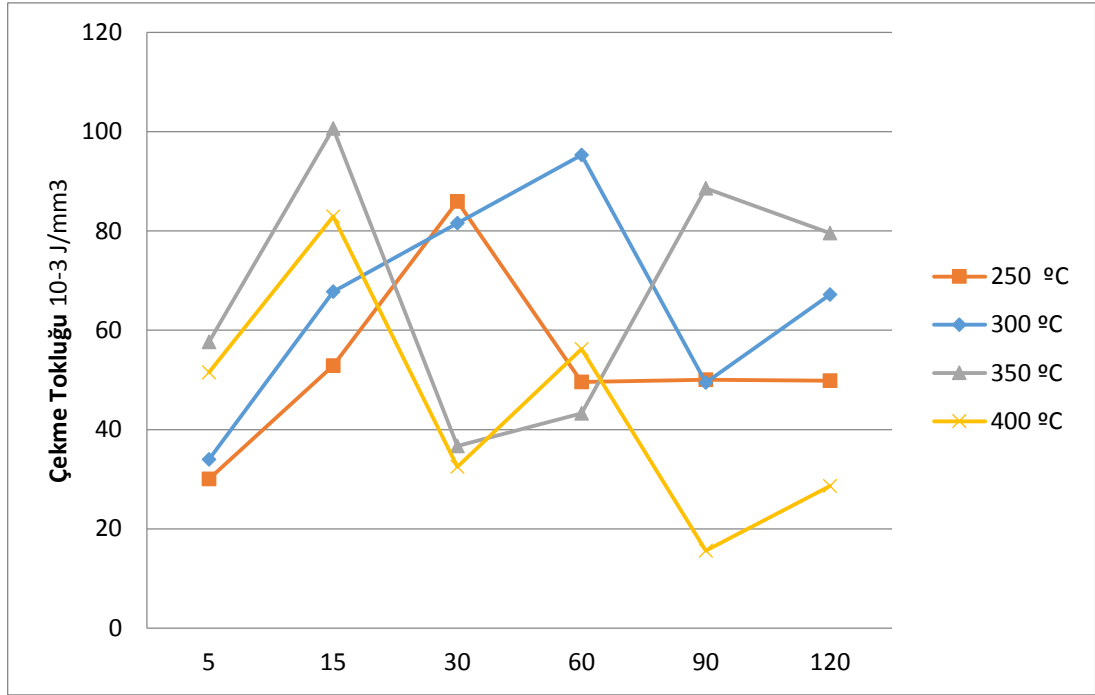
Şekil 5.1. 900°C de Östenitleme ile östemperleme süresine ve sıcaklığına bağlı sertlik sonuçları



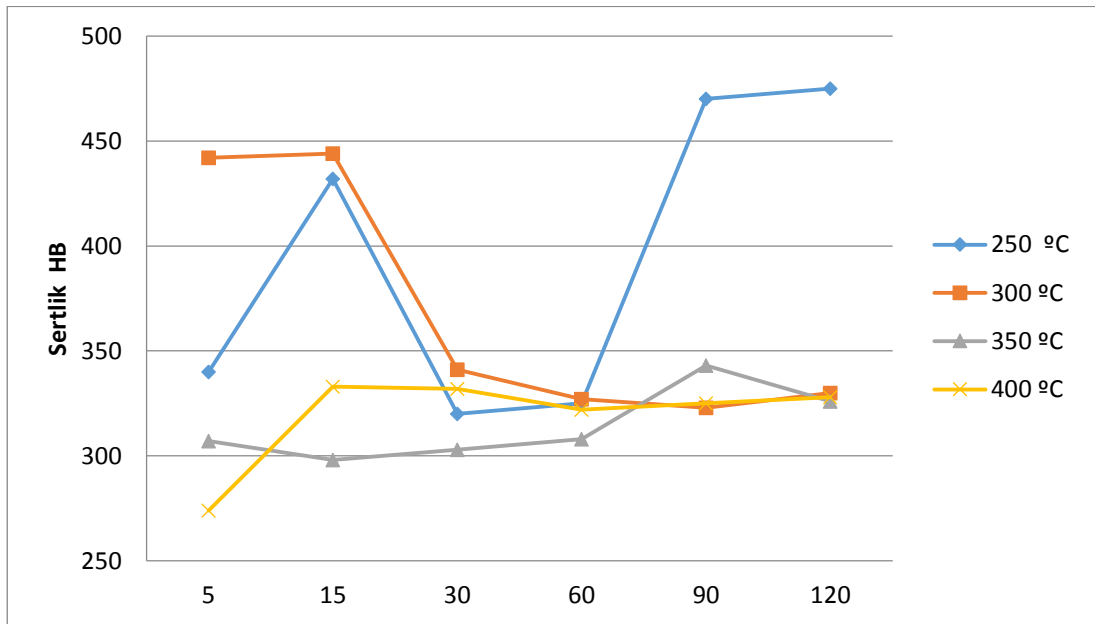
Şekil 5.2. 900°C de Östenitleme ile östempirleme süresine ve sıcaklığına bağlı çekme mukavemeti sonuçları



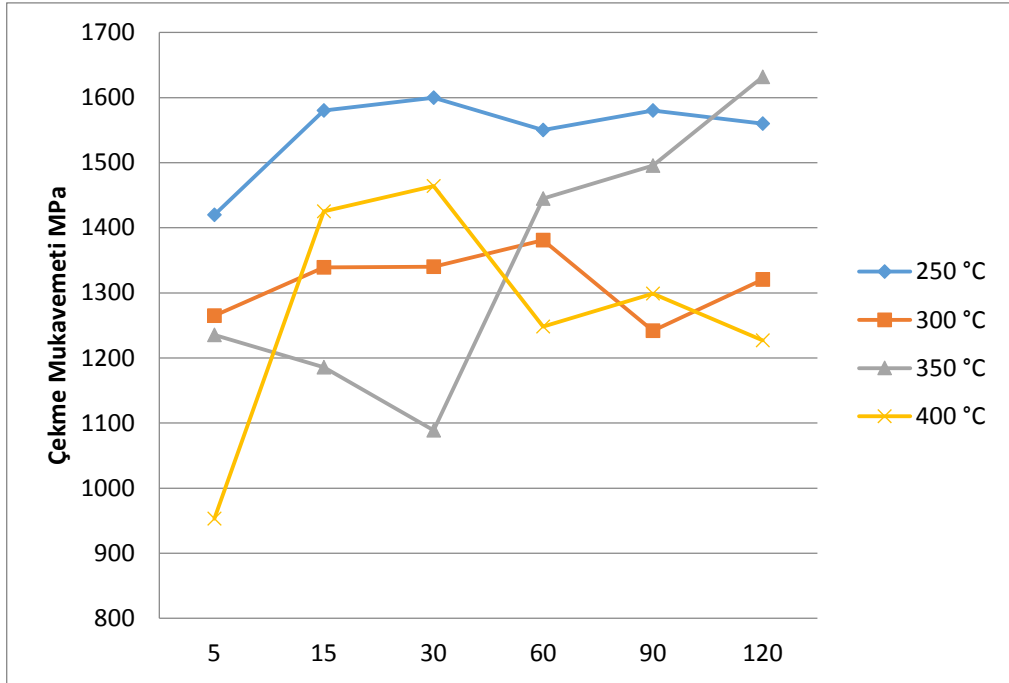
Şekil 5.3. 900°C de Östempirleme ile östempirleme süresine ve sıcaklığına bağlı % kopma uzaması sonuçları



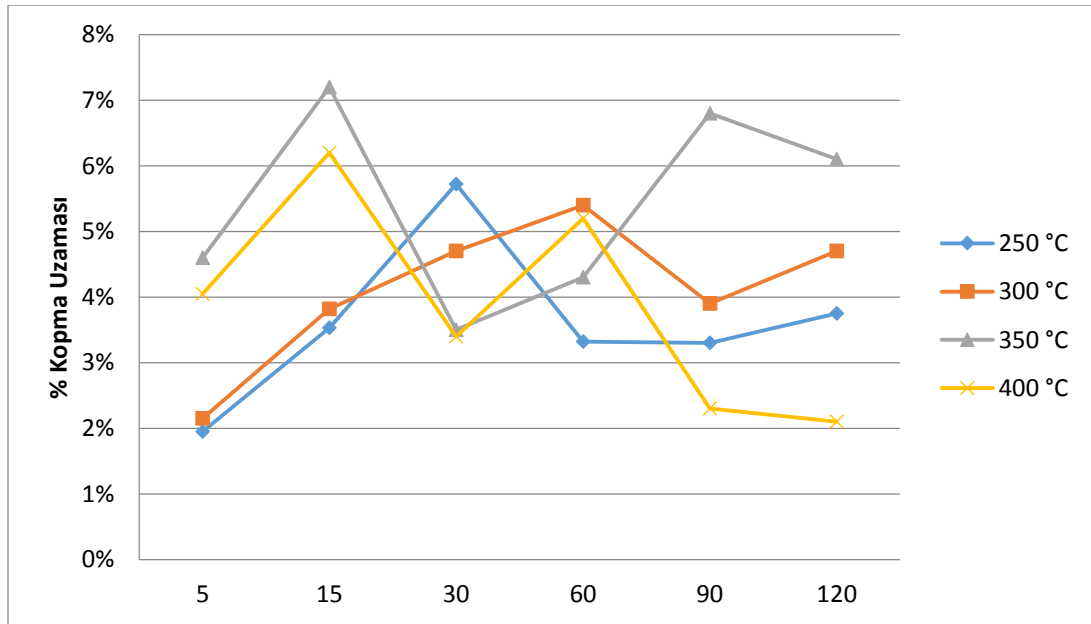
Şekil 5.4. 900°C de Östemperleme ile östenitleme sıcaklık ve süresine bağlı çekme tokluğu (Çekme Mukavemeti X Uzama Olarak Hesaplanmıştır)



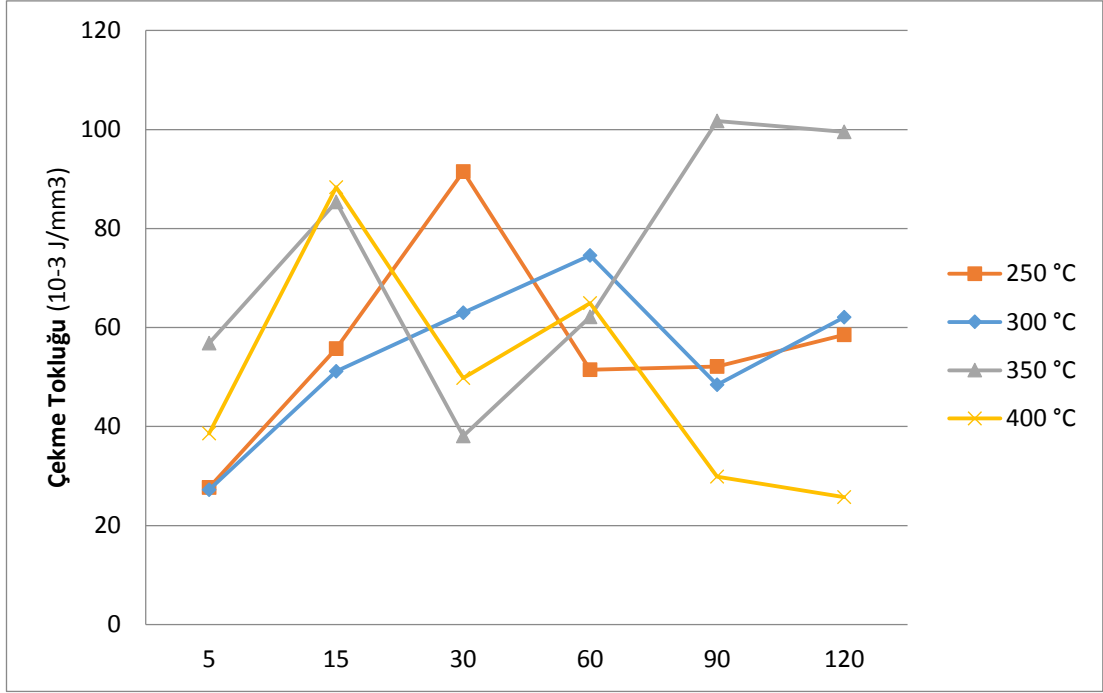
Şekil 5.5. 950°C de Östenitleme ile östemperleme süresine ve sıcaklığına bağlı sertlik sonuçları



Şekil 5.6. 950°C de Östemperleme ile östemperleme süresine ve sıcaklığına bağlı çekme mukavemeti sonuçları



Şekil 5.7. 950°C de Östemperleme ile östemperleme süresine ve sıcaklığına bağlı % kopma uzaması sonuçları



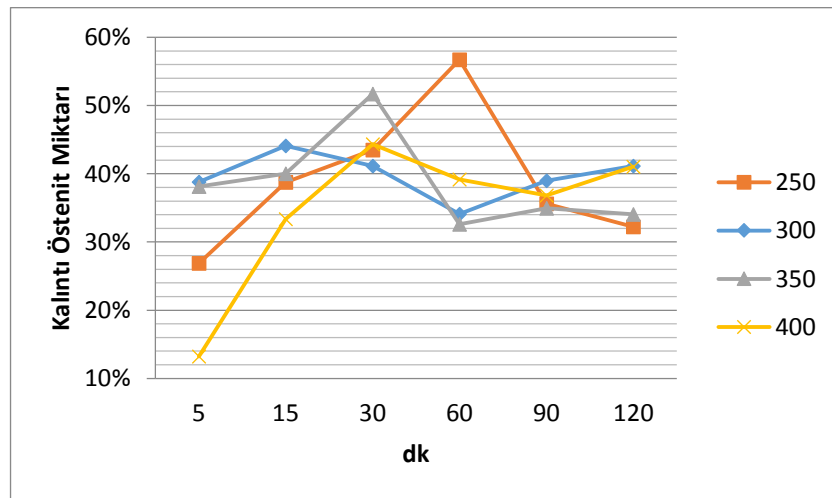
Şekil 5.8. 950°C de Östemperleme ile zamana bağlı çekme tokluk değişimi (Çekme Mukavemeti X Uzama Olarak Hesaplanmıştır)

Çekme Tokluğu; çekme mukavemetiyle %uzama miktarının çarpımıyla elde edilen, tamamen karşılaştırma amaçlı elde edilmiş bir değerdir. Bu çalışmada özellikleri geliştirilmesi için seçilen EN GJS 500-14 malzemenin yukarıda bahsi geçen yaklaşımla hesaplanan tokluk değeri 70J/mm³'tür. Her iki östenitleme sıcaklığına ait grup deneylerde her bir östemperleme sıcaklığının farklı östemperleme sürelerinin en az birisinde 70J/mm³ den büyük tokluk değerleri yakalanmıştır. Bu çalışmada incelenen östemperleme sıcaklıklarının herhangi birisinde doğru östemperleme süresi seçilerek, tokluğu başlangıç malzemesinden daha yüksek bir malzeme elde edilmesi mümkündür. Süneklikteki düşüşe rağmen çekme mukavemetindeki en az iki kat gerçekleşen yükselme, tokluk gibi bileşik bir mekanik özellik değerinde kendini göstermiştir. Her iki östenitleme sıcaklığında da en yüksek tokluk; maksimum değer ve ortalama olarak 350°C östenitlemede gerçekleşmiştir.

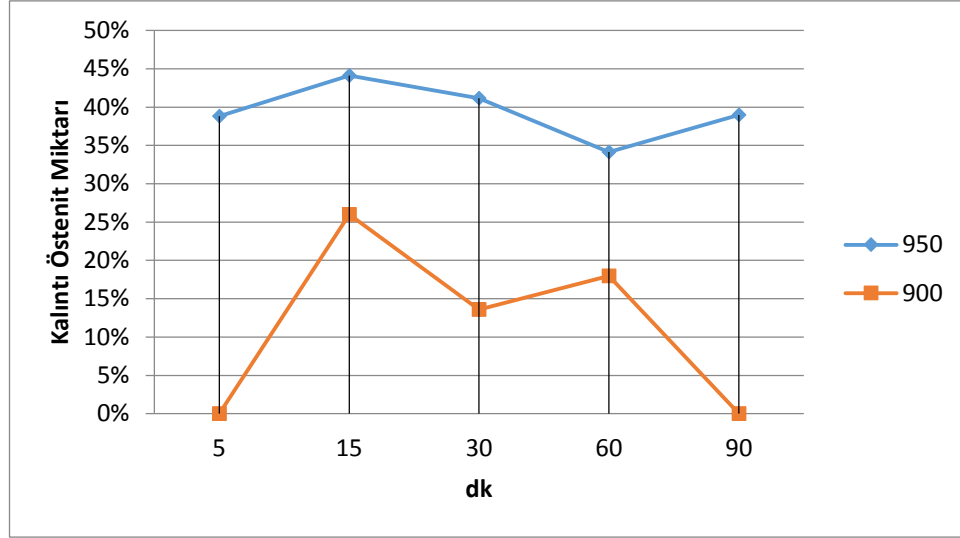
% Uzama; literatürde ferritik-perlitik matrisli standart malzemeler için geçerli olan; östenitleme sıcaklığındaki azalma ile uzamada azalma meydana geleceği bulgusu, yüksek silisyumlu malzemeniz için geçerli olmadığı test sonuçlarından görülmektedir. Her bir östemperleme sıcaklığı için elde edilen maksimum ve

ortalama değerler gözönüne alındığında yeni nesil yüksek silisli malzememiz için eski standart malzemedeki bulgunun oluşmadığı anlaşılmaktadır. Östenitleme sıcaklığı ile östemperleme sıcaklığı arasındaki fark (I.Kademe östemperleme reaksiyonu için itici gücü oluşturur) olarak bakıldığında bile uzama değerlerindeki yakınlık geçerlidir. Ferritik-perlitik matriksli standart malzemelerin östemperlemesinde karbür oluşumunun başlamasıyla gerçekleşen II.Kademe reaksiyon, yeni nesil malzeme içeriğindeki yüksek silisyumun oranını bu reaksiyonu geciktirdiğine inanılmaktadır.

Kalıntı östenit miktarları; 250°C'de gerçekleştirilen östemperleme için zamana bağlı artış gösterip 60.dk'da maksimum seviyesine ulaşırken sonrasında tekrar düşüşe geçmektedir. 300°C'de maksimum orana 15.dk'da ulaşırken, 60 dk dan daha az sürelerde 250°C'deki sonuçlara göre daha yüksek seyretmektedir. 350°C'deki değişim 250°C'deki ile benzerdir. Sadece maksimum orana 30.dk'da ulaşmış olup en yüksek seviye %51,71'dir. 400°C'deki östemperlemede ise bu deney grubundaki en düşük kalıntı östenit oranı 5.dk'da %13,24 olarak gerçekleşmiştir. Zamana bağlı değişim genel ile uyumlu olup 90.dk'dan sonra 120.dk'da yükseliş göstermektedir. Az sayıda östemperleme sıcaklığı incelenen çalışmalarda; östemperleme sıcaklığı düştükçe kalıntı östenit miktarının da düşeceği söylenebilirdi (Hsu C. 2001). Bu tez çalışması ve literatürdeki benzer çalışmalar (Alves L.C.C. 2016) kalıntı östenit oluşumunda östemperleme sıcaklığı ile doğrusal bir ilişki olmadığı ortaya konulmuştur.



Şekil 5.9. 950°C de Östemperleme ile zamana bağlı kalıntı östenit miktarı değişimi



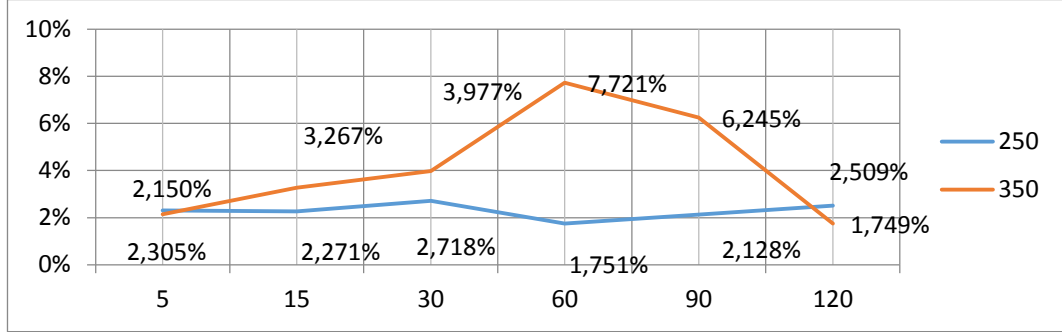
Şekil 5.10. 900°C ve 950 °C de Östenitlenip 300 °C Östemperleme ile zamana bağlı kalıntı östenit miktarı değişimi

Aşınma için incelenen her iki östemperleme sıcaklığı da ısı işlemsiz döküm duruma göre ~7 kat kadar düşük ağırlık kaybı ile sonuçlanmıştır. 250°C östenitleme sıcaklığı için en düşük ağırlık kaybı, en yüksek kalıntı östenit miktarıyla sonuçlanan 60.dk'da gerçekleşmiştir. En düşük kalıntı östenit miktarı ile sonuçlanan 5 dk östemperlenen numunenin aşınma sonucu tüm sonuçlara bakıldığında ortalamadır. Kalıntı östenit miktarıyla doğrusal bir orantıdan söz edilemez. Sertlik ve tokluk değerleriyle de karşılaştırıldığında 60.dk'da en düşük değerlerde sonuçlanmışlardır.

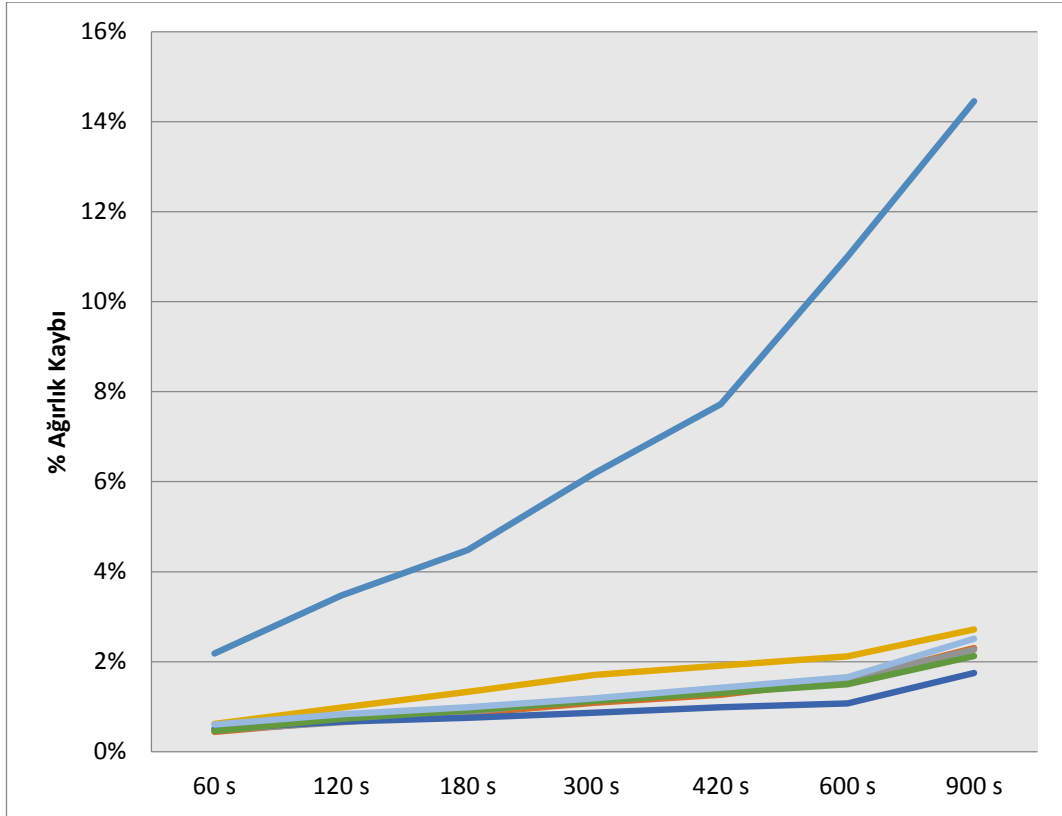
350°C östenitleme sıcaklığı için en düşük ağırlık kaybı 120.dk'da gerçekleşmiştir.120.dk bu östemperleme için en düşük 2. kalıntı östenit miktarını temsil etmektedir. 250°C'deki östemperleme gibi kalıntı östenit miktarından bağımsız bir şekilde zamana bağlı doğrusal bir seyir izlemiştir. Sadece en düşük kalıntı östenit miktarıyla, en yüksek ağırlık kaybı 60.dk'da gerçekleşmiştir. Aşınma mekanizması ile ağırlık kaybı yada aşınma direncinin her iki östemperleme sıcaklığı içinde; kalıntı östenit, sertlik yada tokluk sonuçlarıyla doğrusal bir ilişkisi bulunamamıştır.

Kendi içlerinde zamana bağlı olarak incelediğimizde ise 5. ve 120.dk hariç 350°C'de östemperlenen numunedeki ağırlık kaybı daha fazladır. Bu sonuç, literatür ile benzerlik göstermektedir (Prabhukumar S. 2018). Ortalama sertlik olarak da

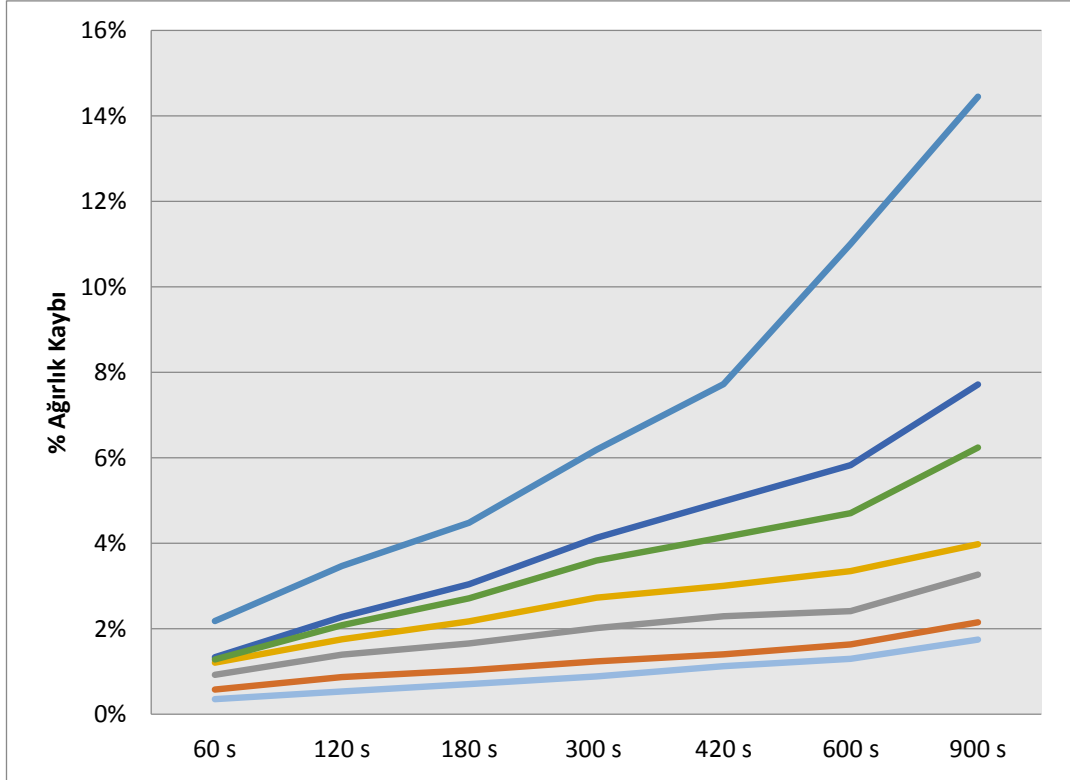
250°C'de östemperlenen numunelerin sertlikleri 350°C'dekilere göre daha yüksek olup daha az ağırlık kaybı oluşması görece doğrusal bir ilişkiyi temsil eder.



Şekil 5.11. 900°C de Östemperlenen; 250°C ve 350°C östemperlenen numunelerin zamana bağlı % ağırlık kayıpları



Şekil 5.12. 900°C de Östemperlenen; 250°C östemperlenen numunelerin zamana bağlı % ağırlık kayıpları



Şekil 5.13. 900°C de Östemperlenen; 350°C östemperlenen numunelerin zamana bağlı % ağırlık ayıpları

KAYNAKLAR

- Arda İ. 2010, Küresel Grafitli Dökme Demirlerin Katılma Modellemesi Ve Gerçek Dökümler İle Karşılaştırılması, Yüksek Lisans Tezi, Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya.
- ASM Metals Handbook, (1990). Properties and selection: irons, steels and high performance alloys, Vol.1, Tenth Edition, ASM International.
- ASTM A897/A 897M-06 Standard Specification for Austempered Ductile Iron Casting ,ASTM International, West Conshohocken, PA, www.astm.org
- ASTM E975-13, “Standard Practice for X-Ray Determination of Retained Austenite in Steel with Near Random Crystallographic Orientation” ASTM, 1–7, 2013
- Bahmani, M., Elliott, R. 1994. Effect of pearlite formation on mechanical properties of austempered ductile iron, Materials Science and Technology.
- Bandanadjaja, Beny & Lestianto, Ari & Widarmansyah, Nandi & Idamayanti, Dewi. 2018. The Effect of Two-Step Austempering Heat Treatment Holding Time to The Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron . DOI; 0.13140/RG.2.2.21527.68005
- Bayati, H., Elliott, R., Lorimer, G. 1995. Influence of austenitizing temperature on austempering kinetics of high manganese alloyed ductile cast iron, Vol.11., Materials Science and Technology.
- Baydoğan,M.1996. GGG-60 sınıfı küresel grafitli dökme demirde östemperleme ısı işleminin çekme, yorulma ve aşınma özelliklerine etkisi, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- BCIRA, 2006 Broadsheet).
- Bingxu Wang, Gary Barber, Xichen Sun, Michael Shaw, and Phil Seaton, 2017. Characteristics of the Transformation of Retained Austenite in Tempered Austempered Ductile Iron, Journal of Materials Engineering and Performance Volume 26(5) May 2017—2095, DOI:10.1007/s11665-017-2663-1
- Bjorkegren, L.E. and Hamberg, K. 2000. Silicon alloyed ductile iron with excellent ductility and machinability. Hommes et Fonderie(France).307, 10–20.

- Brown J.R. 2000, Foseco Ferrous Foundryman's Handbook” , sf 70-84. Butterworth Heinemann Yayını
- Bubenko, L. Konecna, R. ve Nicoletto, G. 2009. Observation of fatigue crack paths in nodular cast iron and ADI microstructures, *Materials Engineering*, 16, 13-18, Slovakia.
- Burak Nalçacı, Volkan Kılıçlı, Mehmet Erdoğan, 2020. Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirlerde XRD Yöntemiyle Yüksek Karbonlu Östenit Faz Hacim Oranını Belirlemede Yüzey Koşullarının Etkisi, *Nevşehir Bilim Ve Teknoloji Dergisi*, 9(1) 52-62, Makale Doi: 10.17100/Nevbiltek.644118
- Campbell. J. 2003, “Castings” Second Edition. University of Birmingham. UK.
- Cevher Ö. 2006, Dökme Demirlerde Sert Faz Oluşumunun Önlenmesi Ve Giderilmesi, Yüksek Lisans Tezi, Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya
- Cheng-Hsun Hsu , Tao-Liang Chuang,2001. Influence Of Stepped Austempering Process On The Fracture Toughness Of Austempered Ductile Iron, *Metallurgical And Materials Transactions A Volume 32a*, October 2001—2509
- Çelik, Ö. 2001. Küresel grafitli dökme demirlerin aşınma davranışları (Yüksek Lisans Tezi). İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- Çelik,Ö. 2001. Küresel grafitli dökme demirlerin aşınma davranışları, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- Darwish, N., Elliott, R. 1993. Austempering of low manganese ductile irons, part 2 influence of austenitizing temperature, Vol.9., 54-68, *Materials Science and Technology*.
- EN 1563, (2011). Founding-Spheroidal graphite cast irons, European Standard
- Eric, O., Rajnovic, D. , Zec, S., Sidjanin, L., Jovanovic, T., M. 2006. Microstructure and fracture of alloyed austempered ductile iron, *Materials Characterization*, 57, 211-217.
- Erturk, S , Ozel, A. 2020a. Investigation On The Production Of Solution Strenghted Ductile Iron Part Grade 500-14.Bayburt Üniversitesi Fen Bilimleri Dergisi 3 : 41-45
- Erturk, S. Ö. , Ozel, A. 2020b. Heat Treatment Studies For Improving The Solution Strengthened Ferritic Ductile Iron Cast Material EN GJS 500 – 14. Bayburt Üniversitesi Fen Bilimleri Dergisi 3: 106-109

- Gider G. 2015. Farklı Oranlarda Silisyum İçeren Küresel Grafitli Dökme Demirlerin Mikro Yapılarına Çift Kademeli Östempirlemenin Etkisi, (Yüksek Lisans Tezi). İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul
- Glavas, Z., Strkalj, A., and Stojakovic, A. 2016. The properties of silicon alloyed ferritic ductile irons. *Metalurgija*. 55 (3), 293–296.
- Hamid A.S., Uzlov, K.I., Darwish, N., 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*.
- Hamid, A.S., Uzlov, K.I., Darwish, N., Elliott, R. 1994. Austempering of low manganese ductile Irons, Part 4 relationships between mechanical properties and microstructure, *Metarials Science and Technology*.
- Hayrynen, K.L., PhD, Keough, J.R., P.E., Kovacs, 1999. Determination of Mechanical Properties in Various Ductile Irons after Subjecting Them to Long-Term Elevated Temperatures; Research Project No. 28, 1999, Ductile Iron Society, North Olmsted, Ohio, USA; www.ductile.org
- Herfurth K., R. Gorski, K. Beute, M. Hering, GOPAG C 500 F Quality assesment, Fujioka: Imono, 1985, Vol. 53, No 5, pp 233-239
- IfG, Düsseldorf. Schlussbericht Werkstoff- und Fertigungstechnische Grundlagen der Herstellung und Anwendung von hoch Silizium-haltigen Gusseisen mit Kugelgraphit 01.07.2010-30.06.2012.
- J Sertucha, J Lacaze, J Serrallach, R Suárez & F Osuna 2012. Effect of alloying on mechanical properties of as cast ferritic nodular cast irons, *Materials Science and Technology*, 28:2, 184-191 <http://dx.doi.org/10.1179/1743284711Y.0000000014>
- J. Mallia & M. Grech 1997. Effect of silicon content on impact properties of austempered ductile iron, *Materials Science and Technology*, 13:5, 408-414
- J. Piaskowski, 2003. Ductile Iron Containing ~3,9% Silicon, *Advanced Materials & Processes*, Feb. 2003:35-37
- J.R. Keough, K.L. Hayrynen, G.L. Pioszak 2010. Designing with austempered ductile iron (ADI) AFS Proceedings (2010) Paper 10-129.
- Kovacs B.V. 1990. Austempered Ductile Iron: Fact and Fiction, *Modern Casting*, March 1990, p.37-41
- Kovacs, B. V. 1984. Method of making high strength ferritic ductile iron parts, United States Patent, No: 4,475,956 tarih: 09.10.1984.
- Larker R. 2009 "Solution strengthened ferritic ductile iron ISO 1083/JS/500-10 provides superior consistent properties in hydraulic rotators," *China Foundry*. 2009;6(4):343–351.

- Martinez, R. A. 2010. Fracture surfaces and the associated failure mechanism in ductile iron with different matrices and load bearing, *Engineering Fracture Mechanics*, 77, 2749-2762, Arjantin.
- MEGEP Eğitim Notları,2011. Metalürji Teknolojisi Gri Dökme Demir 521MMI271, Ankara
- Muhammad A.S. 2008, Effects Of Heat Treatment And Alloying Elements On Characteristics Of Austempered Ductile Iron, University Of Engineering And Technology Lahore – Pakistan Doktora Tezi
- Ozel, A. (2020). Dökme Demirler Ders Notları, Sakarya Üniversitesi
- Özel A. 1994, "GGG40-80 Sınıfı Küresel Grafitli Dökme Demirde Östemperleme Isıl İşleminin Darbe Direnci ve Darbe Geçiş Sıcaklığına Etkisinin İncelenmesi", Doktora Tezi, İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Eylül 1994
- Pereloma EV, Anderson CS. 2006. Microstructure and properties of austempered ductile iron subjected to single and two step processing,22:1112–8, *Mater Sci Technol*.
- Prabhukumar Sellamuthu, D. G. Harris Samuel, D. Dinakaran, V. P. Premkumar,Zushu Li, Sridhar Seetharaman, 2018. Austempered Ductile Iron (ADI): Influence of Austempering Temperature on Microstructure,Mechanical and Wear Properties and Energy Consumption, *Metals* 2018, 8, 53; doi:10.3390/met8010053
- 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, *A*, 315,70-80, *Materials Science and Engineering*
- Skaland, T. 2003. A New Method for Chill and Shrinkage Control in Ladle Treated Ductile Iron, *Keith Millis Symposium on Ductile Cast Iron*, 2003
- Skaland. T. 2001, Inoculation Materials Improves Graphite Formation in Ductile Iron, *Elkem Foundry Products*, Kristiansand, Norway
- Skaland. T. 2004, Chill and Shrinkage Control in Ladle Treated Ductile Iron, *ASA*, Eklem Norway.
- Sorelmetal Ductile Iron Data Section II“ sf. 9,11 , Rio Tino Iron and Titanium Inc. Montreal, CANADA, 1990.
- Sorelmetal Ductile Iron Data Section III“, Rio Tino Iron and Titanium Inc. Montreal, CANADA, 1990.
- Sorelmetal Ductile Iron Data Section VII, Rio Tino Iron and Titanium Inc. Montreal, CANADA, 1990.

- Stets, W.2014., Löblich, H., Gießereitechnik, I., Gassner, G., and Schumacher, P. 2014. Solution strengthened ferritic ductile cast iron properties, production and application. International Journal of Metalcasting
- Trudel, A. and Gagne, M. 1997. Effect of composition and heat treatment parameters on the characteristics of austempered ductile iron, Canadian metallurgical Quarterly, 901-907, Kanada.
- U. de la Torre, A. Loizaga, J. Lacaze & J. Sertucha 2014. As cast high silicon ductile irons with optimised mechanical properties and remarkable fatigue properties, Materials Science and Technology, 30:12, 1425-1431, DOI: 10.1179/1743284713Y.0000000483
- V.C.C. Alves, L. L. A. Baracho, E. R. Silva, L. C. R. Lopes, G. S. Fonseca, F. R. F. Silva, R. H. Leal, C.T.A. Santos, 2016. Correlation Between Microstructure And Mechanical Properties Of An Austempered Ductile Iron, 22^o Cbecimat - Congresso Brasileiro De Engenharia E Ciência Dos Materiais 06 A 10 De Novembro De 2016, Natal, Rn, Brasil
- Wolfram Stets, Herbert Löblich, Peter Schumacher, Gert Gassner, 2012. Solution strengthened ferritic spheroidal graphite cast iron according DIN EN 1563:2012-03- Production, properties and application, CastTech, Krefeld, 09.11.2012
- Yalçın, Y. 1991. Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlerde bakır miktarı mikroyapı ilişkisi (Yüksek Lisans Tezi). İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- Yılmaz, F. 2003. İçme-atık su ve gaz dağıtım şebekelerinde dökme demirler ve düktil demir uygulamaları, İstanbul Büyükşehir Belediyesi Su ve Kanalizasyon İdaresi, 9-10, İstanbul.
- Yürektürk Y. 2018, Effect Of Austempering And Aluminiuzing Processes On Properties Of High Silicon Spheroidal Graphite Ductile Irons, İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü

ÖZGEÇMİŞ

Adı Soyadı : Soner Özden ERTÜRK

ÖĞRENİM DURUMU

Derece	Eğitim Birimi	Mezuniyet Yılı
Doktora	Sakarya Üniversitesi / Fen Bilimleri Enstitüsü / Metalurji & Malzeme Mühendisliği E.A.B.D.	Devam ediyor
Yüksek Lisans	Sakarya Üniversitesi / Fen Bilimleri Enstitüsü / Metalurji & Malzeme Mühendisliği E.A.B.D.	2010
Lisans	Sakarya Üniversitesi / Mühendislik Fakültesi / Metalurji & Malzeme Mühendisliği	2008
Lise	Kütahya Ali Gural Anadolu Lisesi	2003

İŞ DENEYİMİ

Yıl	Yer	Görev
2013-Halen	Hema Otomotiv Sistemleri A.Ş.	Müh.&Kalite Yön.
2010-2013	Akdaş Döküm San.Tic. A.Ş.	Metot Mühendisi

YABANCI DİL

İngilizce

ESERLER

1-S.O.Ertürk, L.C.Kumruoğlu,A.Özel, “Determination of Slag Particles Final Locations in Castings by Casting Flow and Solidification Computer Simulation”14.Internationak Metallurgy and Materials Congress, 1178-1187, İstanbul, 16-18 October 2008

- 2- S.Ö.Ertürk,L.C.Kumruoğlu,A.Özel, “Using the C.A.E. Applications in Design of High Pressure Die Casting Dies”, IFES 2009, 28-29 January, 256-265, Yıldız Technical University, İstanbul
- 3- S.Ö.Ertürk,L.C.Kumruoğlu,S.Açıkgöz,H.Sevik,A.Özel,S.Can Kurnaz “Production of Mg-6Al Alloy by Squeeze Casting Technique, Simulation Inspection and Comparisons of Results”, IFES 2009, 28-29 January, 209-217, Yıldız Technical University, İstanbul
- 4- Soner Ö.E., C.Aydın, E.Yaldız, L.C.Kumruoğlu, A.Özel “Determination Of Percolation Threshold For Interdendritic Liquid Metal Flow And Investigation Of Shrinkage Formation In Steel Castings” 15.International Metallurgy & Materials Congress, 11-13 November 2010, İstanbul
- 5- L.C.Kumruoğlu, S.Ö.Ertürk, A.Özel “An Experimental And Simulation Study On Bimetal Composite Material Interface By Liquid- Solid Bonding” 15.International Metallurgy & Materials Congress, 11-13 November 2010, İstanbul
- 6- S.Ö.Ertürk, E.Yaldız, C.Aydın, L.C. Kumruoğlu, A. Özel “Determination of Feederless Casting Limits by Thermal Analysis in Cast Iron.” 13. International Materials Symposium (IMSP’2010) 13-15 October 2010– Denizli, Pamukkale University
- 7- S.Ö.Ertürk, F.K.Arslan,E.Güner,B.Güner, A.Hatman," An Evaluation for Fundamentals of Die Casting Die Materials Selection and Design " 16.International Metallurgy & Materials Congress, 13-15 September 2012, İstanbul
- 8- S.Ö. Ertürk, O. Çakır, L.C. Kumruoğlu, A. Özel, "Fabricating Of Steel/Cast Iron Composite By Casting Route", Proceedings of the 3rd International Congress APMAS2013, 24-28 April 2013, Antalya,Turkey

9- Soner Ö. ERTÜRK, Levent Cenk KUMRUOĞLU, Ahmet ÖZEL "Simulation and Fabrication Works On Optimization of High Pressure Aluminum Die Casting Part" Proceedings of the 3rd International Congress APMAS2013, 24-28 April 2013, Antalya,Turkey

10- Erturk, S , Ozel, A . "Investigation On The Production Of Solution Strenghted Ductile Iron Part Grade 500-14".Bayburt Üniversitesi Fen Bilimleri Dergisi 3 (2020): 41-45

11- Erturk, S. Ö. , Ozel, A. "Heat Treatment Studies For Improving The Solution Strengthened Ferritic Ductile Iron Cast Material EN GJS 500 – 14". Bayburt Üniversitesi Fen Bilimleri Dergisi 3 (2020): 106-109